

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«АСТРАХАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
им. В.Н. ТАТИЩЕВА»

На правах рукописи



Рзаев Радмир Адильбекович

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ
С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ С ЦЕЛЮ УЛУЧШЕНИЯ
ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОМОНТАЖНЫХ ШИН**

2.5.8 Сварка, родственные процессы и технологии
(технические науки)

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, доцент
Гуревич Леонид Моисеевич

Астрахань, 2025

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ СОКРАЩЕНИЙ

- ДР – динамическая рекристаллизация;
- ЗТДВ – зона термомодеформационного влияния;
- ЗТВ – зона термического влияния;
- ИМС – интерметаллидный слой;
- ИМП – интерметаллидная прослойка;
- ИМФ – интерметаллидная фаза;
- НДР – непрерывная динамическая рекристаллизация;
- ОМ – основной металл;
- ОШЗ – околошовная зона;
- СИ – сварочный инструмент;
- СП – сверхпластичность;
- СПл – сварка плавлением;
- СПС – сверхпластическое состояние;
- СС – сварное соединение;
- СТП – сварка трением с перемешиванием;
- СЭМ – сканирующая электронная микроскопия;
- ЯСШ – ядро сварного шва;
- EDS – энергодисперсионный анализ.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
Глава 1. ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ.....	20
1.1 Описание технологии сварки трением с перемешиванием разнородных материалов.....	20
1.2 Основные параметры режимов СТП разнородного соединения.....	25
1.2.1 Течение свариваемых материалов в процессе СТП	25
1.2.2 Особенности образования интерметаллидных фаз при СТП	27
1.2.3. Влияние позиционирования заготовок.....	30
1.2.4 Зависимость режима СТП от толщины основного металла	31
1.2.5 Влияние смещения инструмента на структуру и свойства сварного соединения	31
1.2.6 Дефекты, возникающие при стыковой сварке трением с перемешиванием..	34
1.2.7 Влияние частоты вращения СИ на прочность сварного шва	37
1.2.8 Зависимость качества шва от линейной скорости сварки и осевого усилия .	38
1.3 Компьютерное моделирование процессов СТП	39
Выводы по главе 1, постановка цели и задач исследования.....	43
Глава 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ	45
2.1 Материалы СТП разнородных соединений.....	45
2.2 Методика и оборудование для получения сварных соединений	46
2.3 Оценка энерговыделения при СТП экспериментальных образцов	51
2.4 Измерение температурных циклов при СТП разнородных соединений.....	52
2.5 Измерение аксиального усилия и крутящего момента инструмента при сварке трением с перемешиванием	54
2.6 Методы исследования макро- и микроструктуры разнородных соединений...	54
2.7 Методы оценки качества разнородных соединений.....	55

2.8 Методика моделирования температуры и дефектообразования при сварке трением с перемешиванием	58
Выводы по главе 2.....	60
Глава 3. СВЯЗЬ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СТП С ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ШВА АЛЮМИНИЯ И МЕДИ.....	62
3.1 Влияние скорости вращения сварочного инструмента на структуру и механические свойства разнородного соединения	62
3.1.1 Исследование структуры сварного шва, полученного при скорости вращения инструмента 900 об/мин	63
3.1.2 Исследование макрошлифа сварного соединения, полученного при скорости вращения инструмента 800 об/мин.....	67
3.1.3 Исследование структуры сварного шва, полученного при скорости вращения инструмента 1000 об/мин	69
3.2 Влияние скорости сварки на образование алюмомедного сварного соединения при СТП.....	88
3.2.1 Образование зон сварного шва при частоте вращения 1000 об/мин и изменении скорости сварки	88
3.2.2 Образование зон сварного шва при частоте вращения 900 об/мин и изменении скорости сварки	96
3.2.3 Образование зон сварного шва при частоте вращения 800 об/мин и изменении скорости сварки	101
3.3 Влияние смещения сварочного инструмента на механические свойства сварного соединения алюминия с медью при СТП.....	106
3.4 Влияние угла наклона и глубины проникновения сварочного инструмента на механические свойства разнородного сварного соединения.....	122
Выводы по главе 3.....	125
Глава 4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СТП АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ.....	127
4.1 Методика расчета режимов СТП.....	127
4.2 Технологические приемы соединения разнородных материалов	136

4.2.1	Формы подготовки кромок алюмомедного соединения при СТП.....	136
4.2.2	Апробация разработанной технологии СТП разнородных соединений в условиях действующего производства	142
	Выводы по главе 4.....	145
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	147
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	149

ВВЕДЕНИЕ

В современной промышленности в качестве конструкционных материалов нашли широкое применение медные и алюминиевые сплавы, отличающиеся коррозионной стойкостью, пластичностью, высокой тепло- и электропроводностью. Одним из примеров использования соединения алюминия и меди являются электромонтажные шины, которые применяются на шинопроводах трансформаторной подстанции. Существуют разъемные (болтовые) и неразъемные (сварка) способы соединения шин. Недостатком болтовых соединений меди и алюминия является уменьшение контакта с течением времени, что приводит к потерям электрической энергии. Такие методы сварки, как сварка плавлением и давлением, а также пайка и склеивание, имеют ряд недостатков, к которым относятся образование оксидов (Al_2O_3 , Cu_2O), интерметаллидных фаз (AlCu , Al_2Cu , Al_4Cu_9 и Al_2Cu_3) и различных дефектов [1–4].

Альтернативой указанным методам является твердофазный способ сварки трением с перемешиванием (СТП). Он позволяет соединять разнородные материалы с аномально различающимися физико-химическими и механическими свойствами и лишен отмеченных недостатков. Поэтому этот метод интенсивно развивается в настоящее время [5–15].

Приоритетные работы по СТП относятся к 1965 г., когда было зарегистрировано авторское свидетельство СССР № 195846 «Способ сварки металлов трением» [16] и опубликован в 1991 г. патент Великобритании [17].

Несмотря на более чем тридцатилетний период освоения и промышленного внедрения, СТП развивается преимущественно в направлении технического инструментально-машинного совершенствования, что видно на примере работ *Р. О. Кайбышева*, *Р. Р. Котлышева*, *В. В. Атрощенко*, *Ю. Г. Людмирского*, *М. М. Штрикмана*, *С. Ю. Миронова*, *R. S. Mishra*, *I. Galvao* и др. [11, 18–24]. Вне поля зрения исследований остаются многие вопросы, связанные с процессами образования сварных соединений в однородном, тем более в разнородных сочетаниях. Это приводит к ограничению технологических возможностей СТП и полноты реализации свойств сварных соединений.

Уникальные возможности способа СТП проявляются при сварке разнородных металлических и неметаллических (керамических, полимерных) материалов.

Цель диссертационной работы – повышение прочности полученных сваркой трением с перемешиванием соединений «алюминий – медь» за счет совершенствования технологических режимов на основе изучения механизмов формирования структуры и механических свойств при различных конструктивно-технологических параметрах.

Для реализации поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Установить влияние параметров сварки трением с перемешиванием на прочностные характеристики сварного соединения, возникновение дефектов и образование интерметаллидных фаз.

2. Выявить пути предотвращения возникновения и роста интерметаллидных фаз в сварном шве разнородных металлов.

3. Создать компьютерную модель, описывающую динамику изменения температурного поля и формирование дефектов в сварном соединении при СТП алюминия с медью.

4. Разработать на основе тепловой модели, учитывающей физико-механические свойства свариваемых разнородных материалов, методику расчета основных параметров режима СТП.

5. Определить оптимизированные режимы сварки трением с перемешиванием алюминия с медью.

Решение указанных задач осуществлялось с использованием комплекса инструментальных методов исследования качества сварного соединения: оптической и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, измерением распределения твердости, а также радиографического и разрушающего контроля.

Научная новизна работы заключается в выявлении закономерностей формирования структуры зон сварного соединения алюминия с медью и влияния параметров режимов сварки трением с перемешиванием на их свойства.

Показано, что равнопрочность сварного соединения алюминия и меди реализуется при структуре шва из чередующихся прослоек алюминия, меди и интерметаллидных фаз (Al_2Cu и Al_4Cu_9) толщиной не более 3–5 мкм, формирующихся в диапазоне значений линейной скорости сварки 25–41 мм/мин и частоты вращения инструмента 800–1000 об/мин, при которых время пребывания металлов в центральной зоне и в зоне термомеханического воздействия соответствует окончанию латентного периода образования интерметаллидов.

Установлено, что смещение оси вращения инструмента в сторону меди на 0,5–1,0 мм способствует увеличению скорости перехода ее в сверхпластичное состояние и позволяет увеличить линейную скорость сварки и тем самым уменьшить погонную энергию. В результате тепловложение в свариваемые кромки выравнивается, предотвращая локальный перегрев и рост размера рекристаллизованных зерен и создавая условия для достижения максимальных значений механических свойств в стыковом соединении меди и алюминия.

Практическая значимость:

1. Установлена связь параметров процесса СТП с показателями механических свойств СС разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью.
2. Показана возможность использования конструкторско-технологических приемов для подавления образования ИМФ в сварном шве.
3. Построены математические модели расчета температурного поля и термических циклов, рекомендуемых для СТП разнородных металлов для стыковых СС.
4. Разработана методика расчета параметров режима СТП на основе тепловой модели, учитывающей физико-механические свойства материалов.
5. Предложена технология СТП алюминия и меди, обеспечивающая качество сварного шва, близкое по механическим свойствам к свариваемым металлам.

Технология получения биметаллических пластин из алюминия АД1 и меди М1 с использованием СТП апробирована на ООО НПП «СФО-АСТРА» и ООО «Стройспецмотаж» и передана для внедрения. Измерение падения напряжения на шине, полученной с помощью сварки трением с перемешиванием, показало уменьшение напряжения в зоне контакта более чем в 2 раза по сравнению с показателями для болтовых соединений.

Результаты диссертационного исследования и расчеты параметров СТП послужили основой для разработки технологии получения разнородных соединений, в частности «алюминий – медь». Разработаны способы подготовки поверхности торцов разнородных соединений для СТП (патент № 2720018 от 23.04.2020); в виде «шипа», «паза и гребня» (патент № 2021119166 от 01.08.2022); в виде «замка ступенчатого» (патент № 2021119168 от 01.08.2022); в виде «волны “пила”» (патент № 2023114397 от 06.12.2023).

В ходе исследований разработаны компьютерные программы для расчета температурной динамики при СТП: плоского однородного образца (свидетельство

о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016618247 от 25.07.2016) и однородного металла (свидетельство о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016615802 от 25.07.2016); биметаллических и нахлесточных соединений (свидетельства о госрегистрации программ для ЭВМ № 2016660936 от 23.09.2016 и № 2020660837 от 14.09.2020). Эти программы предназначены для оперативного решения ряда технологических задач. В частности, при заданных значениях механической мощности, размерах и теплофизических характеристиках образцов определяется скорость СТП, ограничивающая производительность установок и обеспечивающая необходимое качество сварного шва.

Результаты, полученные в ходе исследований, используются в учебном процессе Астраханского госуниверситета им. В. Н. Татищева при подготовке студентов по направлению 15.03.01 Машиностроение (профиль «Оборудование и технология сварочного производства») и при выполнении выпускных квалификационных работ.

Диссертационная работа выполнена в рамках научного гранта РНФ № 23-29-10129 «Формирование микроструктуры сварных соединений алюминиевых и медных сплавов с помощью сварки трением с перемешиванием» (2023–2024).

Публикации. Основные положения диссертационного исследования опубликованы в 62 работах, наиболее значимыми среди которых являются следующие статьи в реферируемых журналах.

Журналы, входящие в перечень ВАК при Минобрнауки РФ:

1. Рзаев, Р. А. Особенности образования интерметаллидных фаз в соединениях алюминия и меди, полученных сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2025. – № 2 (297). – С. 57–64.

2. Рзаев, Р. А. Методы моделирования температуры и перемещения материала при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2024. – № 2 (285). – С. 64–69.

3. Рзаев, Р. А. Моделирование дефектообразования при сварке трением с перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, А. Г. Валишева // Metallurg. – 2024. – № 11. – С. 113–118.

4. Рзаев, Р. А. Верифицированное компьютерное прогнозирование влияния смещения сварочного инструмента на свойства сварного соединения при сварке

трением с перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, В. В. Смирнов, М. Х. Сундетов // Сварка и диагностика. – 2024. – № 5. – С. 35–40.

5. Рзаев, Р. А. Компьютерное моделирование температурных полей в сварном шве при изменении технологических параметров сварки трением с перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин, Д. И. Меркулов // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2024. – № 10 (293). – С. 57–65.

6. Рзаев, Р. А. Влияние смещения инструмента при сварке трением с перемешиванием на механические свойства и образование зон сварных соединений алюминиевого и медного сплавов / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, З. Р. Датская // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2024. – № 6 (289). – С. 75–81.

7. Рзаев, Р. А. Взаимосвязь энергетических, силовых и температурных характеристик сварки трением с перемешиванием и их влияние на механические свойства медно-алюминиевого сварного соединения / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин, Л. Э. Семенова // Сварка и диагностика. – 2024. – № 3. – С. 23–29.

8. Рзаев, Р. А. Исследование аксиального усилия при сварке трением перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, А. Г. Валишева, И. К. Черных // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2023. – № 10 (281). – С. 63–69.

9. Рзаев, Р. А. Исследование влияния режимов сварки трением с перемешиванием на механические свойства сварного соединения листов из алюминиевого и медного сплавов / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2023. – № 2 (273). – С. 69–76.

10. Эволюция механизмов пластической деформации, ответственных за формирование структуры околошовной зоны при сварке трением с перемешиванием металлов / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 1. – С. 54–60.

11. Сварка трением с перемешиванием алюминиевого и медного сплавов / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, М. Х. Сундетов // Сварочное производство. – 2019. – № 1. – С. 10–23.

12. Формирование структуры ядра соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием металлов с полиморфными превращениями / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, О. Г. Зотов, А. О. Зотова // Технология металлов. – 2018. – № 9. – С. 17–27.

13. Рзаев, Р. А. Соединение коррозионностойких сплавов со сталями сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, З. Р. Датская, И. М. Державин // Сварка и диагностика. – 2019. – № 1. – С. 19–25.

14. Особенности строения и формирования структуры швов соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева // Физика и химия обработка материалов. – 2018. – № 6. – С. 35–47.

15. Рзаев, Р. А. Макрокинетика формирования сварных соединений при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Д. И. Меркулов // Сварка и диагностика. – 2017. – № 5. – С. 43–48.

16. Рзаев, Р. А. Использование технологических приемов для повышения прочности разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, А. С. Досимов, А. А. Наумов, О. Г. Зотов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2018. – № 1 (43). – С. 67–76.

17. Рзаев, Р. А. Динамика температурного поля и оценка технологических параметров при сварке трением с перемешиванием биметаллических пластин / Р. А. Рзаев, А. У. Джалмухамбетов, В. В. Смирнов, Ш. М. Атуев // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18, № 1–2. – С. 274–278.

18. Рзаев, Р. А. Динамическая модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, А. У. Джалмухамбетов, Ш. М. Атуев // Фундаментальные исследования. – 2016. – № 3–1. – С. 47–55.

19. Соединение сталей с алюминием и его сплавами сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева, В. В. Коган // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 12. – С. 22–32.

20. Рзаев, Р. А. Соединение Ti и его сплавов с алюминиевыми сплавами сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Н. А. Выборнов // Технология металлов. – 2019. – № 7. – С. 12–21.

21. Изучение явления сверхпластичности металлов, возникающее при сварке трением с перемешиванием / С. В. Смирнов, Р. А. Рзаев, О. М. Алыкова,

В. В. Смирнов // Физическое образование в ВУЗах. – 2023. – Т. 29, № 1. – С. 119–122.

Статьи, индексируемые в базах данных Scopus и Web of Science:

22. Rzaev, R. A. Simulation of defect formation during friction stir welding of aluminum and copper / R. A. Rzaev, L. M. Gurevich, A. G. Valisheva // Translated from Metallurg. – 2024. – № 11. – P. 113–118.

23. Rzaev, R. A. Research of the Influence Friction Stir Welding on the Mechanical Properties of Welded Joints with Aluminum and Copper Alloys / R. A. Rzaev, L. M. Gurevich // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2024. – Vol. 65, № 3. – P. 178–184.

24. Study of energy characteristics of aluminum and copper alloy friction stir welding processes / R. A. Rzaev, L. M. Gurevich, I. M. Derzhavin // Metallurgist. – 2024. – Vol. 67, № 11–12. – P. 1647–1654. (Русскоязычная версия: Рзаев, Р. А. Исследование энергетических характеристик процессов сварки трением с перемешиванием алюминиевых и медных сплавов / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин // Металлург. – 2023. – № 11. – С. 48–53.)

25. Distribution of the temperature in friction stir welding of aluminum and copper alloys / R. Rzaev, M. Sundetov, A. Valisheva, I. Derzhavin, D. Merkulov // E3S Web of Conferences. – 2023. – P. 02005. – URL: https://www.e3s-conferences.org/articles/e3sconf/pdf/2023/95/e3sconf_emmft2023_02005.pdf.

26. Influence of friction stir welding modes of copper and aluminum alloys / R. Rzaev, L. Semenova, A. Chularis, I. Chernykh // Key Engineering Materials. – 2022. – № 910 KEM. – P. 388–396.

27. Influence of the geometry of a similars specimen on the parameters of the dynamics of the thermal field in friction stir welding / R. Rzaev, A. Dzhalmbukhambetov, I. Krutova, M. Fisenko // Smart Innovation, Systems and Technologies. – 2022. – № 247. – P. 261–269.

28. On the probability of formation of intermetallic compounds in dissimilar welded joints obtained by friction stir welding / R. Rzaev, A. Chularis, I. Derzhavin, G. Bich, D. Merkulov // Journal of Physics: Conference Series. Series “Intelligent Information Technology and Mathematical Modeling 2021, IITMM 2021 – Mathematical Modeling in the Socio-Economic and Informational Spheres”. – 2021. – P. 042015. – URL: https://www.researchgate.net/publication/357413018_On_the_probability_of_

formation_of_intermetallic_compounds_in_dissimilar_welded_joints_obtained_by_friction_stir_welding.

29. Joining of steels to aluminum and its alloys by friction stir welding / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, A. G. Valisheva, V. V. Kogan // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2021. – Vol. 62, № 11–12. – P. 738–747. (Русскоязычная версия: Соединение сталей с алюминием и его сплавами сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева, В. В. Коган // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2020. – № 12 (786). – С. 16–26.)

30. Friction stir welding of aluminium and copper alloys / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, M. K. Syndetov // *Welding International*. – 2021. – Vol. 34 (8). – P. 1–12.

31. The influence of technological methods on the mechanical properties of welded joints obtained by friction stir welding / R. A. Rzaev, D. I. Merkulov, M. H. Sundetov, A.A. Chularis // *Materials Today: Proceedings. 2020 International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment 2020, ICMTMTE 2020*. – Elsevier Ltd., 2021. – P. 1925–1930.

32. Mathematical modeling of changes in temperature distribution during friction stir welding in massive samples / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalukhambetov, O. Yu. Dergunova, L. E. Semenova // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Series “International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment, ICMTMTE 2020 – Materials Science”*. – 2020. – P. 032067. – URL: https://www.researchgate.net/publication/332175150_Mathematical_Modeling_of_Process_of_the_Friction_Stir_Welding.

33. The influence of the friction stir welding parameters on the formation of welded joint of aluminum and copper alloys / R. Rzaev, A. Chularis, V. Smirnov, L. Semiyenova // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 11. – P. 534–542.

34. Rzaev, R. A. Formation and Structure Features of the Weld Joints Made by Friction Stir Welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, A. G. Valisheva // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2019. – Vol. 10, № 3. – P. 673–681. – doi: 10.1134/S2075113319030067.

35. Evolution of mechanisms of plastic strain responsible for structure formation in near-weld zone under friction stir welding / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, A. G. Valisheva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2019. – Vol. 61, № 1–2. – P. 57–63. – doi: 10.1007/s11041-019-00376-4.

36. Rzaev, R. A. Joining of titanium and its alloys with aluminum alloys by friction stir welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, A. V. Rybakov // *Key Engineering Materials: NMTME -2019: International Scientific Conference “New Materials and Technological Engineering”*. – 2019. – Iss. 822. – P. 109–116.

37. Core Structure Formation in the Joints Fabricated by Friction Stir Welding of Metals with Polymorphic Transformations / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, O. G. Zotov, A. O. Zotova // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2019. – Iss. 13. – P. 1471–1478. – doi: 10.1134/S003602951913007X.

38. The influence of parameters of friction stir welding modes on the mechanical properties of corrosion-resistant alloys with steel / V. V. Smirnov, R. A. Rzaev, V. V. Smirnov // *MATEC Web Conf.* – 2020. – Vol. 329, № 03025. – P. 25–31.

39. Rzaev, R. A. Mechanisms of formation of the structure of welded joints, performed by friction stir welding / R. A. Rzaev, O. M. Alykova, V. V. Smirnov, A. P. Kanavin, I. N. Zavistovskaya // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – Vol. 1439, № 1. – P. 012025. – doi: 10.1088/1742-6596/1439/1/012025.

40. Rzaev, R. A. The influence of technological methods on the mechanical properties of the welded joints obtained by friction stir welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, D. I. Merkulov, M. Kh. Sundetov // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 38, part 4. – P. 1925–1930.

41. Rzaev, R. Power characteristics of the metal compounds formation process during the friction stir welding / R. Rzaev, A. Chularis, L. Semyenova // *MATEC Web of Conferences*. – 2017. – № 129 (01059). – doi: 10.1051/mateconf/201712901059.

42. Rzaev, R. The influence of parameters on the friction stir welding formation welded joint of aluminum and copper alloys / R. Rzaev, A. Chularis, V. Smirnov, L. Semyenova. – URL: <http://www.ivdon.ru/magazine/archive/n3y2014/2783/>.

43. Rzaev, R. Mathematical modeling of the process of the friction stir welding / R. Rzaev, A. Dzhalukhambetov, A. Chularis, A. Valisheva. – URL: <http://www.ivdon.ru/magazine/archive/n3y2014/2783/>.

44. Rzaev, R. A. Dynamics of temperature distribution during friction stir welding of butt joints of copper and aluminum / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalukhambetov, A. S. Ismukhambetova, I. M. Derzhavin // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2020. – № 971. – P. 032066.

45. Rzaev, R. A. Mathematical modeling of changes in temperature distribution during friction stir welding in massive samples / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalmuxambetov, O. Yu. Dergunova, L. E. Semenova // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – № 971. – P. 032067.

Другие публикации:

46. Компьютерная модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Атуев Ш. М. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 31.05.2016; № 2016618247 ; опубл. 25.07.2016.

47. Компьютерная модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием в однородных металлах / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Атуев Ш. М. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 31.05.2016 ; № 2016615802 ; опубл. 25.07.2016.

48. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016660936 от 23.09.2016. Прогнозирование технологических параметров при сварке трением с перемешиванием биметаллических соединений / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Атуев Ш. М. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 26.07.2016 ; № 2016618367 ; опубл. 23.09.2016.

49. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2020660837 от 14.09.2020. Расчет технологических параметров при сварке трением с перемешиванием стыковых разнородных соединений / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Смирнов В. В., Чуларис А. А. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 31.08.2020 ; № 2020619801 ; опубл. 14.09.2020.

50. Пат. № 2777096 от 01.08.2022. Способ подготовки поверхности торцов в виде шипа для разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Рзаев Р. А., Чуларис А. А., Смирнов В. В. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 29.06.2021 ; № 2021119166 ; опубл. 01.08.2022.

51. Пат. № 2777098 С1. Способ подготовки поверхности торцов в виде замка для разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Раев Р. А., Чуларис А. А., Меркулов Д. И. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 29.06.2021 ; № 2021119168 ; опубл. 01.08.2022.

52. Пат. № 2720018 от 23.04.2020. Способ подготовки поверхности торцов разнородных соединений для сварки трением с перемешиванием / Рзаев Р. А., Валишева А. Г., Смирнов В. В., Чуларис А. А. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 07.06.2018 ; № 2018121217 ; опубл. 23.04.2020.

53. Пат. № 2809060 С1 от 06.12.2023. Способ подготовки поверхности торцов разнородных соединений для сварки трением с перемешиванием в виде пила / Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Смирнов В. В., Бич Г. В. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – Заявл. 31.05.2023 ; № 2023114397 ; опубл. 06.12.2023.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка использованных источников, включающего 188 наименований, и приложения. Основная часть работы содержит 167 страниц машинописного текста, 118 рисунков, 9 таблиц.

Во введении раскрыта актуальность исследования, определены цели и задачи работы, показаны ее научная новизна и практическая значимость.

В первой главе описаны принципиальная схема и технология СТП разнородных стыковых соединений. Проанализированы преимущества и недостатки способа СТП. Представлен литературный обзор влияния параметров СТП (частота вращения, скорость сварки и др.) на механические свойства сварных швов алюминия и меди. Рассмотрены вопросы образования ИМФ при СТП алюминия с медью, которые могут оказывать отрицательное влияние на механические свойства сварных швов, и показано, что их зарождение и рост – это термически активированный процесс, который может регулироваться путем дозирования вводимой энергии. Рассмотрены методы моделирования температуры и деформации в сварном шве при СТП. Результаты анализа литературных данных показали пути использования технологических приемов и условий получения бездефектных разнородных сварных соединений.

Во второй главе приведены теплофизические и механические свойства, химический состав использованных свариваемых материалов. Описаны основные методики и оборудование для исследования структуры и свойств сварных разнородных соединений. Приведены разработанные методики и аппаратные комплексы для исследования термических циклов и мощностных характеристик процесса СТП. Описана компьютерная модель распределения температуры и материала в сварном шве, использующая метод конечно-элементной сетки Эйлера и Лагранжа

(CEL). Выбрана матрица параметров СТП для проведения экспериментальных исследований.

В третьей главе представлены экспериментальные исследования влияния режимов СТП (частоты вращения инструмента в диапазоне 800–1000 об/мин, скорости сварки 25–63 мм/мин, смещение инструмента до 3 мм от линии соприкосновения свариваемых пластин, угла наклона 1–5° и величины заглубления инструмента) на следующие характеристики: механические свойства СС АД1 и М1; аксиальное усилие и тепловую мощность, генерируемую СИ; динамику температуры и распределение металлов в зонах сварного шва. Установлено, что увеличение частоты вращения инструмента приводит к возрастанию генерации тепловой мощности и снижению аксиального усилия. Изменение величины тепловой энергии, генерируемой СИ, напрямую влияет на значение пиковых температур в зонах сварного шва. Формирование композиционной структуры сварного шва с толщиной ИМС от 2 до 5 мкм не снижает значений механических свойств СС. Разработана конечно-элементная эйлерово-лагранжева модель СТП алюминия и меди, которую верифицировали с использованием результатов эксперимента. Использование компьютерного моделирования позволило установить необходимые параметры режима СТП для соединения М1 и АД1 с учетом получаемого распределения температурных полей и вероятности формирования дефектов.

В четвертой главе представлена методика расчетов режима СТП для соединений «алюминий – медь», позволяющая корректировать расчетные значения скорости сварки с учетом температур перехода в СПС. Разработан технологический процесс изготовления сварных электротехнических шин из АД1 и М1 методом СТП. Для улучшения механических характеристик стыковых соединений разнородных металлов, полученных СТП, предложены технологические подходы, связанные с изменением формы кромок соединяемых деталей. Анализ результатов механических испытаний свидетельствует в пользу соединений с повышенной фактической площадью контактирования деталей, работающих в условиях действия нормальных и касательных напряжений.

Диссертационную работу завершает заключение. Список используемой литературы включает 188 наименований. В приложении к работе приведены акты

о производственном апробировании электромонтажных алюмомедных шин и механических испытаний соединений АД1 + М1, подтверждающие практическую ценность и актуальность данного исследования.

Работа выполнена на кафедре «Технологии материалов и промышленной инженерии» Астраханского государственного университета им. В. Н. Татищева.

Автор выражает глубокую признательность своему научному руководителю – доктору технических наук, заведующему кафедрой «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ Гуревичу Леониду Моисеевичу, в значительной мере определившему основные направления данного диссертационного исследования, уделившему внимание и содействовавшему выполнению работы. Автор приносит искреннюю благодарность д. т. н., профессору И. В. Зорину и к. т. н. Д. В. Прияткину, а также к. т. н., доценту В. О. Харламову за проведение электронно-микроскопических исследований и обсуждение их результатов; к. т. н., доценту А. И. Богданову за проведение рентгеноструктурных исследований зон сварных швов и обсуждение их результатов.

Автор считает своим долгом выразить благодарность своему первому руководителю – доктору технических наук, профессору Чуларису Александру Александровичу, под научным руководством которого было начато данное исследование.

Степень достоверности и апробация результатов. Достоверность результатов обеспечивается применением современных методов исследования, необходимым и достаточным количеством экспериментального материала для корректной статистической обработки, сопоставлением полученных результатов с данными других авторов, совпадением теоретических расчетов и экспериментально полученных результатов.

Основные положения и отдельные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на международных, всероссийских и региональных научно-технических конференциях: Международной научно-технической конференции «Теплофизические и технологические аспекты повышения эффективности машиностроительного производства» (Тольятти, май 2015), Молодежной научно-практической конференции «Исследования молодых ученых – вклад в инновационное развитие России» (Астрахань, май 2015), международных молодежных научных школ-конференций «Современные проблемы физики и технологий» (Москва,

2016–2018), международных научно-инновационных молодежных конференций «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент» (Тамбов, 2016, 2017), Международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2017» (Севастополь, сентябрь 2017), X Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России» (Москва, сентябрь 2017), Международной научно-технической конференции «Теория и практика сварочного производства 2018» (Ростов-на-Дону, октябрь 2018), Научно-практической конференции «Патоновские чтения – 2018: Повышение эффективности сварочного производства» (Ростов-на-Дону, ноябрь 2018), Научном симпозиуме технологов-машиностроителей (с международным участием) «Фундаментальные основы физики, химии и динамики наукоёмких технологических систем формообразования и сборки изделий» (п. Дивноморское, октябрь 2019), Международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2020» (Севастополь, сентябрь 2020), Научном симпозиуме технологов-машиностроителей (с международным участием) «Фундаментальные основы физики, химии и динамики наукоёмких технологических систем формообразования и сборки изделий» (Ростов-на-Дону, сентябрь 2020), Международной научно-технической конференции «Машиностроительные технологические системы» (Ростов-на-Дону, май 2021), ежегодных внутривузовских конференциях ВолгГТУ 2022–2025 гг.

ГЛАВА 1. ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

1.1 Описание технологии сварки трением с перемешиванием разнородных материалов

Способ сварки трением с перемешиванием (СТП) как новый метод соединения материалов в твердофазном состоянии был разработан в Великобритании в 1991 г. [17]. Этот вид сварки широко применяется в авиакосмической и энергетической отраслях промышленности. Для него характерно образование соединений без объемного плавления в зоне сварки за счет тепла, генерируемого при трении сварочного инструмента в контакте со свариваемыми деталями. Отличительной особенностью является возможность соединения большой группы металлов и сплавов в однородных или разнородных сочетаниях, близким к прочности пластичного металла.

СТП позволяет соединять разнородные материалы при различных типах сварных соединений. На рисунке 1.1 показана классическая стыковая схема соединения деталей методом СТП. Сварка осуществляется вращающимся нерасходуемым тугоплавким инструментом.

Последовательность процессов, сопровождающих формирование соединений при СТП, напрямую связана с трехстадийностью образования шва и типом соединений материалов. Наиболее распространенные схемы реализации СТП стыковых соединений приведены на рисунке 1.2.

Во избежание неконтролируемых перемещений в процессе СТП изделие должно быть жестко зафиксировано на твердой подкладке, экранирующей сток тепла (рис. 1.2).

Для СТП желателен твердосплавный инструмент, который позволяет: создать физический контакт между соединяемыми деталями; инициировать их механическую и термическую активацию; сформировать объемное взаимодействие, протекающее на фоне перемешивания и деформационного течения пластифицированного металла.

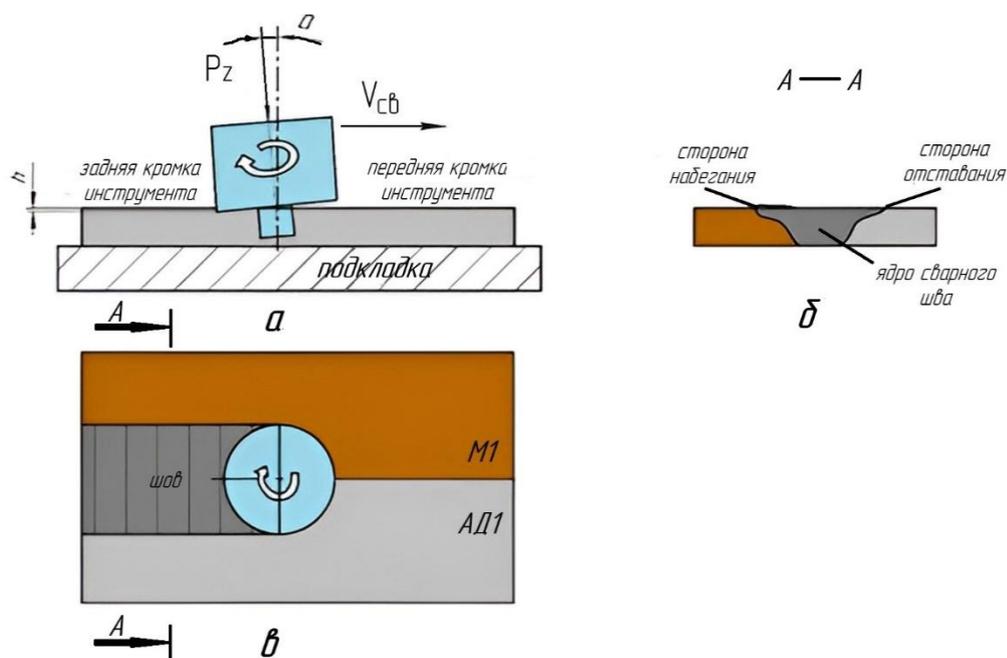


Рисунок 1.1 – Технология СТП: а – схема СТП; б – поперечное сечение сварного шва; в – схема скоростей движения при СТП [25]

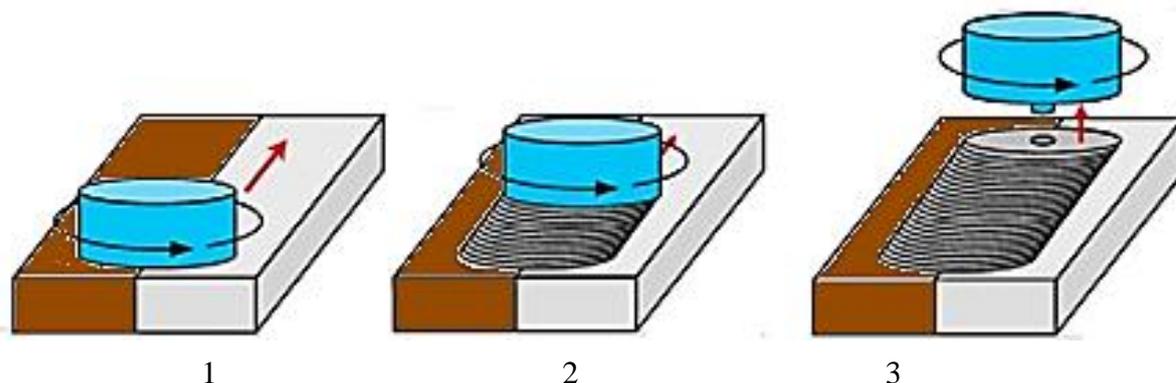


Рисунок 1.2 – Стадии процесса СТП для стыкового соединения [18]: 1 – ввод инструмента (создание физического контакта, создание распределенного источника тепла); 2 – перемещение инструмента вдоль свариваемых кромок; 3 – вывод инструмента

Конструктивно СИ состоит из хвостовика, пина и заплечика. В головке привода станка закрепляется хвостовик, который вращается с требуемой угловой скоростью ω и продвигается вдоль кромок свариваемых металлов. Заплечик диаметром D (10–20 мм) может представлять собой плоский диск или усеченный конус с гладкой или рельефной поверхностью, прилегающий к поверхности изделия. Из заплечика выступает узкий стержень (пин). Форма пина может быть цилиндрической, конической, иногда с резьбовой нарезкой или др. Его размеры: d_1 – диаметр у основания (8–10)...(4–6 мм); d_2 – диаметр усеченной части; h – высота выступающей части пина, соизмеримая или несколько меньшая, чем толщина свариваемых деталей [25].

При вращении СИ, контактирующего с заготовкой, механическая энергия частично преобразуется в тепловую из-за трения инструмента с заготовкой. При этом 60–80 % тепла генерируется в области заплечика и 20–40 % возникает при трении пина, заглубленного в заготовку. Таким образом, появляется объемный источник теплоты, почти равномерно распределенный по площади контакта заплечика и пина с материалом [25].

С появлением тепловых потоков, вызванных трением, возникает физический контакт свариваемых деталей благодаря аксиальному усилию F_x , прикладываемому к инструменту. Однако природа его отличается от физического контакта, присущего другим способам сварки в твердой фазе. Это отличие возникает с момента перехода свариваемого металла в сверхпластическое состояние (СПС), при котором металл в зонах заплечика и пина приобретает пластичность, измеряемую десятками или даже сотнями процентов.

Металл, достигший СПС в области контакта с пином и заплечиком, претерпевает подобное экструзии перемещение из придонной области по стесненному зазору, образовавшемуся между пином и стенками свариваемого металла. Поднимающийся металл встречается с торцевой поверхностью заплечика (рис. 1.3).

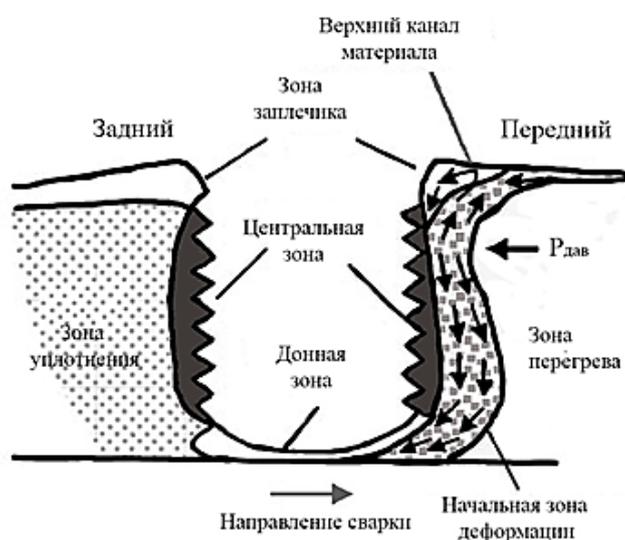


Рисунок 1.3 – Схема перемещения СПС металла в процессе СТП [25]

Такое движение металла создает условия для формирования бездефектных свариваемых соединений. Повышенная подвижность металла в СПС позволяет путем наклонного расположения инструмента ($\alpha = 1-5^\circ$ углом вперед) создать оптимальные условия для перенаправления потоков СП металла от заплечика, преимущественно в переднюю область перед СИ [25, 26].

В связи с асимметрией структуры швов в поперечном сечении сварных соединений, полученных СТП, принято различать сторону набегания, где направление вращения инструмента совпадает с направлением сварки, и противоположную – сторону отхода [31, 32].

Образование в зоне контакта и донной (корневой) области прослойки СП металла с температурой, достигающей около $(0,4-0,5)T_{пл}$, и деформационное воздействие на неё от пина инструмента, способствуют формированию в сварном соединении ядра (ЯСШ), зон термдеформационного (ЗТДВ) и термического влияния (ЗТВ) (рис. 1.4) [27].

Зоны термического влияния включают в себя области рекристаллизации и прилокального перегрева узкой области собирательной рекристаллизации. Зоны термдеформационного влияния, граничащие с ядром и ЗТВ, отличаются от последней образованием мелкого зерна в результате динамической рекристаллизации (ДР).

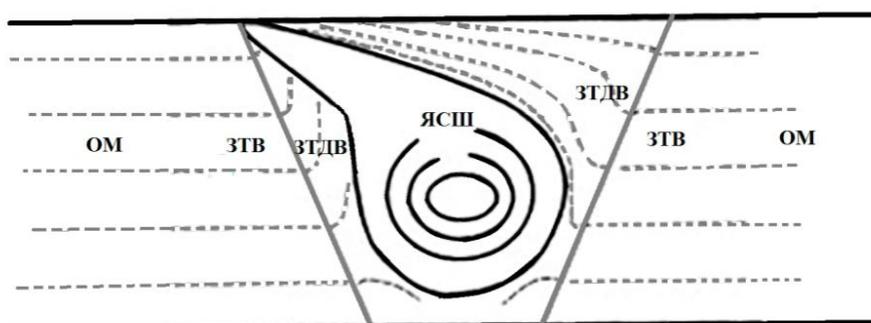


Рисунок 1.4 – Схема расположения зон сварного шва при СТП (ОМ – основной металл) [18]

Основными параметрами режима СТП являются: скорость вращения инструмента ω ; скорость его поступательного движения $V_{ос}$; угол наклона α ; глубина погружения заплечика инструмента h ; смещение инструмента δp ; аксиальное усилие F_x [12, 28, 33, 34].

СТП позволяет получать соединения с однородными и разнородными сочетаниями материалов в различных конструктивных типах сварных швов (стыковых, угловых, тавровых, нахлесточных и точечных) (рис. 1.5).

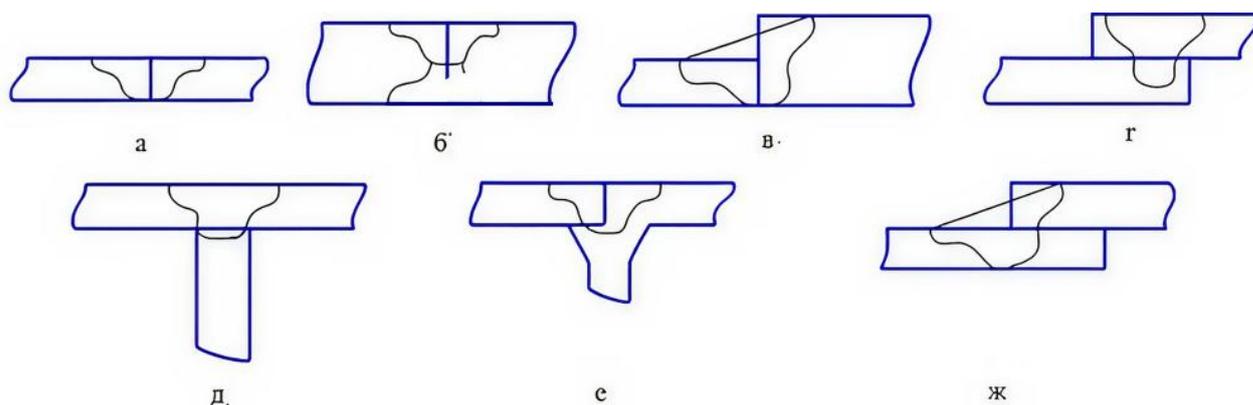


Рисунок 1.5 – Конструктивные типы сварных соединений при СТП: а – стыковое одностороннее; б – стыковое двухстороннее; в – прорезное разнотолщинное; г – нахлесточное; д – Т-образное прорезное; е – стыковое Т-образное прорезное; ж – нахлесточное прорезное

Аналитический обзор литературы и проведенные собственные исследования позволяют отметить следующие преимущества процесса СТП перед другими методами сварки [21, 29, 35–41]:

- возможность получения бездефектных швов на сплавах, склонных к образованию горячих трещин при плавлении и пористости в металле шва;
- возможность получения разнородных соединений, трудно свариваемых традиционными способами сварки плавлением;
- уменьшение длительности производственного цикла по сравнению со способами сварки плавлением (на 50–75 %);
- механические свойства сварного соединения близки к показателям основного металла;
- отсутствие «выгорания» и испарения легирующих элементов, в частности при сварке магниевых сплавов;
- малая величина остаточных сварочных деформаций даже при сварке протяженных швов;
- упрощенная технология подготовки свариваемых кромок (не требуется химическое травление, механическая обработка перед сваркой несложных разделок кромок свариваемых деталей).

Анализ литературных данных показал, что остается открытым вопрос об оптимизации параметров и режимов данного вида сварки.

1.2 Основные параметры режимов СТП разнородного соединения

При сварке разнородных материалов, обладающих ограниченной взаимной растворимостью и способных формировать ИМФ, необходимо создать условия для получения качественных СС за счет оптимизации конструкции, геометрических размеров, технологических параметров. При СТП является важным недопущение или подавление процессов возникновения интерметаллических соединений (пластинчатых, столбчатых, ячеистых), которые неблагоприятно влияют на механические свойства изделия вследствие их высокой хрупкости и твердости. Поэтому возникает необходимость поиска путей и условий получения сварных швов с минимальным объемом дефектов. На образование структуры и морфологии разнородного СС алюминия с медью влияют различные факторы и параметры режимов СТП (скорость сварки, скорость вращения, поперечное смещение и угол наклона СИ, аксиальное усилие и др.), которые должны быть предметом детальных исследований.

1.2.1 Течение свариваемых материалов в процессе СТП

Значительное количество работ по СТП посвящено исследованию потока материалов в зоне сварки разнородных соединений [11, 12, 42–44].

Механизм течения материала в сварном шве является сложным. Это вызвано тем, что свариваемые материалы находятся в СПС, а их потоки асимметричны из-за вращения и перемещения СИ. Кроме того, свариваемые металлы имеют различные теплофизические и механические свойства, поэтому по-разному реагируют на воздействие СИ.

На картину движения свариваемых материалов при СТП влияет их расположение относительно направления вращения и перемещения СИ. Если при СТП соединения «алюминий – медь» алюминий разместить на наступающей стороне, то медь собирается СИ и выталкивает из-под заплечика алюминий на поверхность сварного шва, что приводит к образованию непровара. Если медная заготовка находится на наступающей стороне, то заплечик переносит алюминий к меди. Алюминий не может двигать медь, в результате уходит под заплечик и стекает вниз по пину. Затем он смешивается в донной части шва с медью, что приводит к образованию интерметаллидных структур и снижению прочности шва [44].

Сложная структура потоков возникает в ЯСШ, где образуются медные фрагменты обтекаемой формы, смешанные с прослойками алюминия. Запечник воздействует на поток материала алюминия и на формирование структуры в верхней части ядра шва. В донной части сварного шва основная масса потока меди движется от наступающей стороны заготовки к нижней зоне пина, в которой происходит перемешивание и образование ИМФ. По мнению авторов работы [45], в классической модели течения материала при СТП свариваемый материал передней области СИ попадает в зону воздействия, вращается и продвигается с пином. Металл при этом сильно деформируется и остается за пином в виде дугообразных элементов. Материал, контактирующий с отступающей передней стороной запечника СИ, увлекается и заполняет материал на отступающей стороне [45]. При использовании инструмента с резьбовой формой пина возникает вихревая структура ЯСШ [46].

Структура сварного шва

Анализ работ по исследованию структуры шва позволяет разделить их на три группы: слоистые ламельные, однородные и композитоподобные [11, 47–49]. Ламельная (слоистая) морфология представляет собой турбулентные потоки (рис. 1.6). Структура образуется за счет интенсивной твердофазной пластической деформации и течения металла. Слоеная морфология СС состоит из двух или более ИМФ. Образование ИМФ зависит от таких параметров процесса, как скорость вращения и смещения СИ [48].

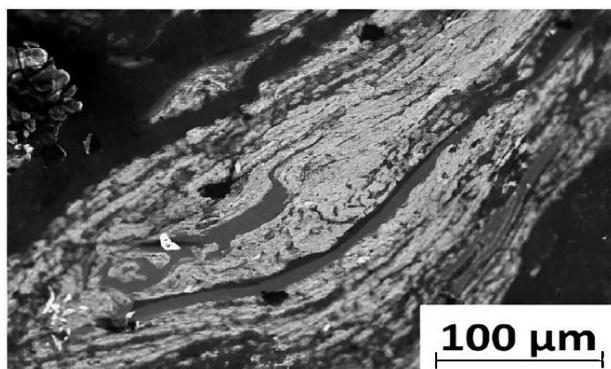


Рисунок 1.6 – Ламельная структура сварного шва алюминиевого и медного сплавов [47]

Самой редкой морфологией сварного шва считаются однородные смеси (рис. 1.7). Однородные смеси образуются при интенсивном перемешивании и подводе тепла к сдвигаемому слою материала, который заполнен однородным алюминиевым или медным сплавом [11].



Рисунок 1.7 – Структура сварного шва без активного перемешивания [11]

Композитные структуры состоят из диспергированных в алюминиевой матрице фрагментов меди от небольших, локализованных по объему в ЯСШ, до массивных включений в ЯСШ и ЗТДВ. Композитная морфология подробно описана в работах [32, 50].

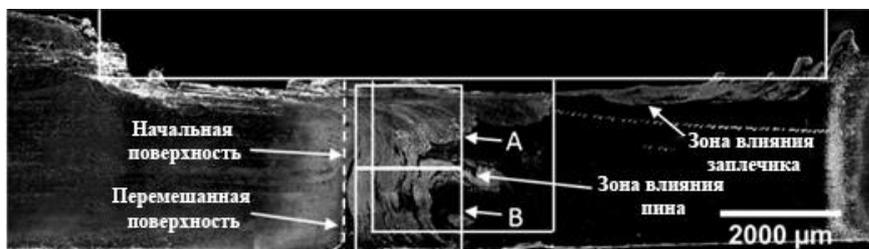


Рисунок 1.8 – Композиционная структура сварного шва [46]

1.2.2 Особенности образования интерметаллидных фаз при СТП

Зарождение и рост ИМФ – это термически активированный процесс, который можно регулировать путем ограничения или дозирования количеством разных видов энергий (термической; механической и деформационной) и временем их действия. Плотность тепловой энергии, генерируемой и перераспределяемой в сварном шве, слабо изменяется при переходе от одних значений параметров, определяющих режим сварки, к другим. Попытки использования различных процессов сварки в твердой фазе вместо СПл не решили проблем подавления возникновения интерметаллидов в сварных швах разнородных металлов. Поэтому требуется создание условий для формирования бездефектных швов с использованием параметрических воздействий СИ и специальных технологических приемов.

При СТП температура свариваемого материала достигает сотен градусов в течение короткого промежутка времени (доли секунды) за счет генерируемой механической энергии в процессе трения отдельных частей СИ и металла. Максимальные значения температуры в области СС зависят от параметров режима СТП. Уровень достигаемых температур лежит выше критического порога образования

интерметаллидов, соответствующих данному сочетанию металлов. Но использование дополнительных приемов при СТП позволяет равномерно распределить дисперсные интерметаллиды, что делает ее равнопрочным по всей длине.

Образование ИМФ может быть вызвано не только термическим, но и механическим воздействием на свариваемые материалы. В частности, ИМФ могут возникать при таких твердофазных способах соединения, как ультразвуковая сварка и сварка взрывом [51–54].

Наиболее часто образующимися интерметаллидами при СТП алюминиевых и медных сплавов являются Al_4Cu_9 и Al_2Cu [11, 31]. Эти ИМФ хрупкие, поэтому важно избегать их критической концентрации в зонах сварного соединения. Для достижения надежного сварного шва необходимо обеспечить условия, при которых интерметаллиды образуются в виде тонких дисперсных слоев на границе раздела основного металла в течение всего процесса сварки [51]. Диаграмма состояния $Al - Cu$ представлена на рисунке 1.9.

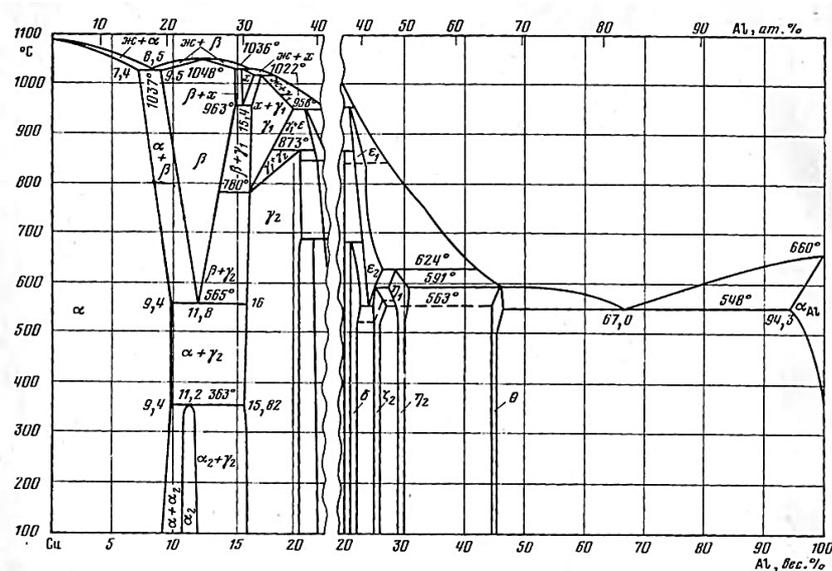


Рисунок 1.9 – Диаграмма состояния сплавов системы $Al - Cu$ [55]

Химический состав и температура образования ИМФ приведены в таблице 1.1.

В работе [31] Н. Varekainen и др. показали, что микроструктура зоны перемешивания состоит из частиц меди, окруженных интерметаллидным слоем (ИМС). Х. Li и др. [57] наблюдали сложную микроструктуру без ИМФ, состоящую из вихревого потока и ламелей в сварном шве из прочного сплава 1350Al с чистой медью. Т. К. Bhattacharya и др. [58] получили сплошной ИМС толщиной 3,6 мкм между

алюминием и медью в стыковом соединении с пределом прочности при растяжении 86,5 % от более пластичного материала (алюминиевый сплав).

Таблица 1.1 – Характеристики интерметаллидных фаз [55]

Фаза	Состав, атом.% Al	Химическая формула	Температура образования, °C
θ	33–34	Al_2Cu	550
η_2	50–51	$AlCu$	561
ζ_1	42–43	Al_3Cu_4	590
δ	40–41	Al_2Cu_3	700
γ_2	30,7–31,0	Al_4Cu_9	873
β_0	25–26	$AlCu_3$	1048

Влияние ИМС на электрическое сопротивление СС алюминия и меди исследовали М. Braunovic и др. [59]. Результаты показали, что сформированные слои ИМФ толщиной до 100 мкм резко ухудшают электрические свойства соединения. Электрическое сопротивление стыка линейно возрастает примерно на 0,5 % с ростом толщины ИМС на каждые 1 мкм.

М. L. Saremi и др. [60] обнаружили, что проникновение частиц меди в более крупные частицы алюминия и наоборот приводит к локальному образованию ИМС (Al_4Cu_9 , Al_2Cu). Согласно работе [61], первые частицы ИМС Al_2Cu образуются со стороны алюминиевого сплава с наименьшей по абсолютной величине эффективной теплотой формирования при низшей температуре жидкого состояния. В соответствии с традиционным пониманием механизма образования интерметаллидов при СТП фаза Al_4Cu_9 должна быть второй на стороне медного образца, но зачастую она появляется первой на стороне меди. Этот факт послужил предметом исследования I. Galvao и соавт. [11].

В работе [11] авторами были описаны каналы термомеханического активирования диффузии в твердой фазе, которая контролирует образование наиболее часто встречающихся интерметаллидов. Формирование ИМФ в процессе СТП алюминиевых и медных сплавов ниже температур образования интерметаллидов происходит диффузионным путем.

Интерметаллид Al_4Cu_9 образуется путем включения атомов алюминия в структуры меди, что можно считать механическим процессом перемешивания во время СТП предложено исследователями I. Galvao и соавт. [11]. Считается, что

интенсивная пластическая деформация ускоряет скорость диффузии при сварке в твердом состоянии, так как приводит к увеличению количества вакансий и дислокаций, облегчающих транспортные потоки. Это обеспечивает достаточную атомную концентрацию для формирования ИМФ даже при низких температурах. Образование ИМФ с такими высокими температурами формирования возможно только за счет термомеханического индуцированного процесса диффузии в твердом состоянии [62].

1.2.3. Влияние позиционирования заготовок

В работах [42, 63, 64] были описаны механизмы образования потока металла во время СТП. На картину движения материала и качества сварного шва существенное влияние оказывает положение разнородных свариваемых металлов [49, 50, 65–68]. Если твердый материал (медь) помещен на отступающей стороне, он обладает сопротивлением перемещению в направлении продвигающейся стороны, что приводит к неравномерному потоку материала. Поверхностный туннель (рис. 1.10) является часто встречающимся дефектом, такое расположение меди на продвигающейся стороне способствует образованию дефектного соединения [50].



Рисунок 1.10 – Поверхность образцов при позиционировании свариваемых материалов: а – медь на стороне отхода; б – алюминий на стороне отхода [69]

Неравномерный поток металла вызывает большие объемные дефекты, такие как туннели и пустоты, из-за неправильного смешивания и выдавливания более мягкого материала из зоны ЯСШ [70].

Размещение более мягкого материала (алюминий) на отступающей стороне создает нормальный поток материала в зоне ЯСШ и приводит к легкому перемещению алюминия в сторону продвижения [44]. Во многих работах, например в [11,

70–72], подробно описывается процесс получения равнопрочного шва при размещении меди на наступающей стороне, что является стандартным техническим приемом при СТП разнородных соединений.

1.2.4 Зависимость режима СТП от толщины основного металла

Толщина свариваемых образцов является одним из решающих факторов для выбора конкретной конструкции СИ (высота пина) и параметров режима СТП. Алюминиевые сплавы толщиной от 0,5 до 65 мм были бездефектно сварены методом СТП с полным проникновением с одной стороны [73, 74]. При СТП толсто-стенных образцов возникает трудность получения бездефектного соединения, связанная с неполным проникновением СИ. В этом случае необходимы значительные усилия для продвижения инструмента в образце, так как не достигается температура перехода в СПС свариваемого материала в донной части шва. В отдельных случаях это может приводить к заклиниванию инструмента. Использование инструмента с пином меньшей длины, чем толщина свариваемого образца, приводит к непровару корня сварного шва. В ряде работ [66, 68, 75] приводятся данные об успешной сварке пластин толщиной до 12,7 мм. Для разнородных соединений алюминия с медью толщиной более 12,7 мм необходимы дальнейшие исследования.

1.2.5 Влияние смещения инструмента на структуру и свойства сварного соединения

Смещение инструмента в сторону одного из свариваемых разнородных материалов влияет на механические свойства шва [24, 50, 67, 76, 77]. Смещение инструмента в сторону медного образца приводит к большему нагреву меди, чем алюминия. Если инструмент смещен в сторону алюминия, то большее количество теплоты выделяется в алюминиевой пластине [78]. При отсутствии смещения ось инструмента СТП располагается на линии контакта свариваемых металлов. При нулевом смещении происходит неравномерная и неполная пластическая деформация из-за различий в теплопроводности и температуре плавления свариваемых материалов. В работе Т. К. Bhattacharya и соавт. [58] сообщалось о получении методом СТП алюмомедного соединения без смещения инструмента с прочностью шва 86,5 % от алюминия. Смещение инструмента позволяет добиться большей прочности шва, вплоть до 100 %.

На рисунке 1.11 показано положение СИ для случаев нулевого смещения пина и смещения 1 мм в сторону медного образца.

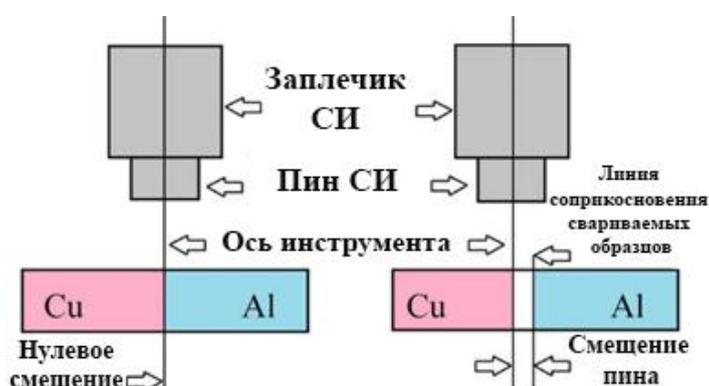


Рисунок 1.11 – Схема смещения пина инструмента [78]

Смещения пина положительно влияет на движение потока материала и на возникновение ИМФ. Это способствует снижению дефектности шва и обеспечению высокой прочности СС [79].

В ряде работ [71, 80–82] предлагается сместить СИ в сторону алюминиевого образца, так как медь имеет более высокий коэффициент теплопроводности, поэтому может отвести большое количество теплоты. Этот технологический прием позволяет оптимально перераспределять термические напряжения между обоими материалами и генерировать больше тепла в алюминий.

Когда СИ смещается в более мягкий материал (алюминий), срок его службы увеличивается, так как на него действуют меньшие силы сопротивления от более твердого материала из-за уменьшения площади контакта с медью [83].

Смещение на медную пластину рассматривалось в работах [71, 80–82, 84], где описываются соединения меди и алюминия, в которых прочность сварных швов составляла 85–100 % от прочности алюминия. При СТП разнородных соединений фрагменты более твердого материала представляют собой барьер для потока менее твердого материала в зоне перемешивания. Для размягчения и перехода в СПС в медь необходимо вводить большую тепловую мощность.

Оптимальное значение смещения инструмента зависит от состава и толщины основного материала, конструкции инструмента и параметров процесса [50, 68]. При очень малом смещении СИ возникает большое количество фрагментов меди в зоне ЯСШ и ЗТДВ, что приводит к образованию хрупких ИМФ и, следовательно, к падению механических свойств сварных швов [24, 75]. При большем смещении

пина происходит диспергирование медного материала, который легко реагирует с алюминием, что ускоряет процесс диффузии и смешивания в зоне ЯСШ [71, 85].

Смещение пина инструмента в сторону меди приводит к большому тепловыделению в ней, поэтому необходимо частично отводить тепло от меди. Для этого в стыковом соединении обычно на свариваемый медный образец накладывается теплоотвод в виде дополнительного листа меди [67, 84].

В работе [82] описана сварка встык с помощью лазерной сварки и СТП алюминиевого сплава 6061Т6 и технической чистой меди. Показано, что чрезмерное или недостаточное смещение пина может приводить к образованию туннельных дефектов или полостей в сварном шве.

Для достижения хорошего качества соединения было предложено использовать смещение пина на 1,5–2,0 мм при сварке меди и алюминия. S. Celik и R. Cakir [44] заметили, что при стыковой сварке меди с алюминиевым сплавом (AA1050) оптимальным является смещение пина на 1–2 мм (50–100 % радиуса пина). Подобные результаты были получены Р. Хие и др. [50], где хорошие показатели прочности соответствовали смещению СИ от 2,0 до 2,5 мм (67–83 %). М. Н. Tolephih и др. [75] добились высокой прочности сварного шва в результате смещения на 33 % от радиуса пина. При смещении на 100 % от величины радиуса пина в сторону алюминиевой пластины не образуется качественное СС из-за почти полного отсутствия перемешивания меди и алюминия [32, 64, 75]. Х. Li и др. наблюдали туннельные дефекты шва при смещении СИ на 100 % от радиуса пина [57].

М. Avettand-Feonel и соавторы [79] использовали поочередно смещение в обоих направлениях при СТП Al – Cu. Показано, что смещение на алюминий ведет к заметному увеличению концентрации интерметаллидов внутри сварного шва и, соответственно, к снижению его качества.

При смещениях СИ в пределах от 16,6 до 66,6 % (от радиуса пина) происходит увеличение прочностных характеристик [32, 64, 75]. Однако результаты этих работ не согласуются относительно влияния величины и направления смещения СИ. Это может быть связано с различиями в составе исследованных сплавов и размеров свариваемых образцов. Поэтому необходимы дополнительные исследования влияния смещения СИ на качество сварного соединения.

1.2.6 Дефекты, возникающие при стыковой сварке трением с перемешиванием

Наиболее распространенными дефектами швов, полученных СТП, являются внутренние пустоты, трещины и включения (рис. 1.12). Внутренние неоднородности возникают обычно из-за неправильного смешивания алюминия и меди на границе раздела [32, 44, 45, 49, 58].

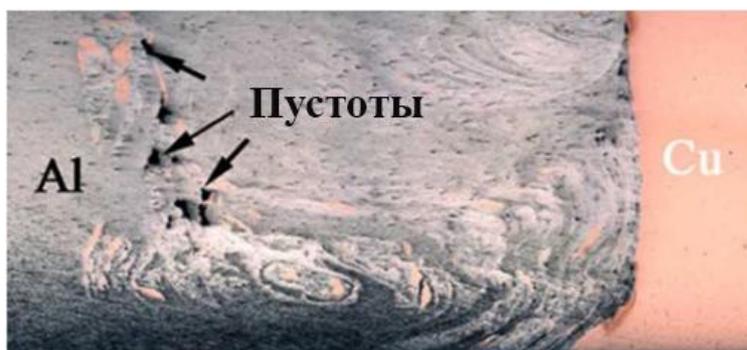


Рисунок 1.12 – Внутренние пустоты шва [78]

Растрескивание (рис. 1.13) вызывается высокой хрупкостью интерметаллидов, присутствующих в сварных швах. Чаще всего трещины возникают в донной части сварного шва и в области воздействия заплечика [45, 64, 87].

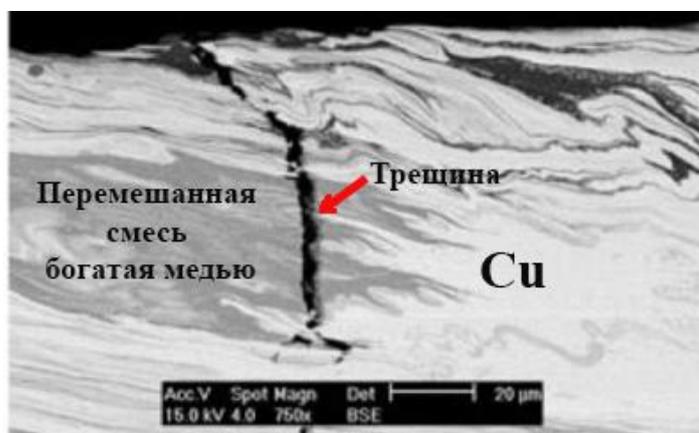


Рисунок 1.13 – Трещина в ЗТДВ шва [87]

Неоднородность поверхности сварного шва обусловлена в основном неравномерным распределением ИМС и выдавливанием более податливого металла (алюминия) на поверхность СС, что может приводить к образованию гратов, канавок, углублений и трещин [3030, 31, 32, 63]. Трещина в шве может возникать из-за недостатка и незаполнения области СС мягким материалом, который был выдавлен в виде грата.

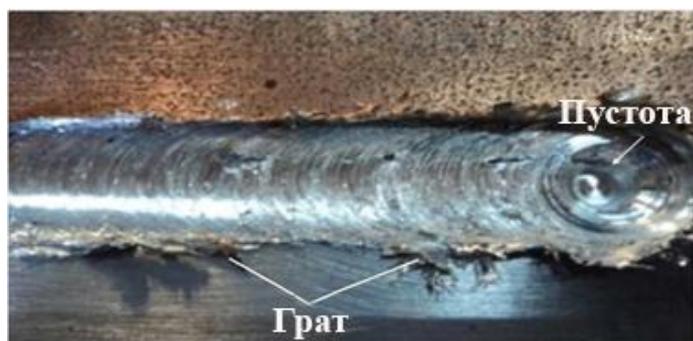


Рисунок 1.14 – Туннели и грат на поверхности алюминиевого и медного сплавов при СТП [32]

Малая частота вращения при высокой скорости сварки и недостаточное осевое усилие СИ являются причинами возникновения пустот (туннелирование) [45, 51] (рис. 1.15а). Вытянутые полости часто возникают в донной и поверхностной частях на продвигающейся стороне шва. Низкая скорость сварки ведет к уменьшению вероятности образования полостей из-за увеличения температуры в области СИ. Это уменьшает напряжение и способствует возникновению ламинарного потока металлов [86].

Доминирующими факторами, влияющими на формирование полостей при СТП, являются положение свариваемых металлов относительно направления сварки и смещение оси пина [70, 80, 87–89]. В работе [89] отмечалось, что малый диаметр заплечика и большое смещение пина на алюминий способствуют появлению туннельного дефекта. Это вызвано малой величиной генерируемой мощности от инструмента. На рисунке 1.15 представлены дефекты, возникающие при СТП в зоне перемешивания алюминия и меди.

Поверхностные несплошности и канавки (рис. 1.15в) могут образовываться из-за недостаточного осевого усилия и глубины погружения СИ. Они приводят к недостаточному заполнению наступающей стороны сварного шва.

Пустоты диаметром 0,1–0,5 мм рассматриваются как поры и обычно находятся в ЗТДВ и ЯСШ. Они могут располагаться беспорядочно или в линию длиной до 9 мм. Слишком малая глубина погружения инструмента, небольшой угол его наклона и очень низкая скорость вращения являются главными причинами, вызывающими образование пор в зоне перемешивания металлов [51, 89].



Рисунок 1.15 – Распространенные дефекты сварного шва при СТП: а – полость и микротрещина нахлесточного соединения Al1060 и чистой меди [45]; б – внешняя трещина соединения AA6063 и чистой меди [68]; в – туннель соединения в стык Al1060 и чистой меди [78]; г – микротрещина и включения соединения в стык Al1050 и латуни [90]

Макро- и микротрещины. Трещины представляют собой дефекты, которые видны на поверхности и макрошлифах сварного шва. Недостаточная глубина погружения, избыточное смещение инструмента, а также его конструкция, не соответствующая условиям СТП, являются основными причинами развития трещин [50, 51, 88, 89]. При СТП алюминия и меди они обнаруживаются обычно в зоне ЯСШ и ЗТДВ, как показано на рисунке 1.15 (б, г, д). Причинами возникновения трещин в зоне ЯСШ являются образование ИМФ и плохое перемешивание металлов (см. рис. 1.15б, г) [50, 89, 90]. Различают макротрещины с размерами в интервале от 1 до 3 мм и микротрещины с размерами от 0,1 до 0,5 мм.

Непровар. При неполном погружении пина СИ образуется непровар в нижней части шва. Непровар можно рассматривать как трещину, которая является концентратором механических напряжений СС. В этом случае стыковое соединение имеет низкий предел прочности на разрыв и на изгиб. Слишком короткий пин и, соответственно, малая глубина погружения увеличивают непровар шва. Непровар может быть обнаружен с помощью теста на изгиб в сторону поверхности СС, при котором корень шва находится в напряженном состоянии [89].

1.2.7 Влияние частоты вращения СИ на прочность сварного шва

Скорость вращения инструмента является параметром режима СТП, который критически влияет на качество разнородного соединения [70]. С вращательным движением инструмента связано около 90 % всей генерируемой мощности СТП [66]. Скорость вращения СИ влияет на температуру в области сварного шва, следовательно, на формирование интерметаллидов в зоне ЯСШ и ЗТДВ [91].

Снижение частоты вращения приводит к уменьшению выделения тепловой мощности. В этом случае не достигаются температуры перехода в СПС и не активируются межфазные реакции [49, 50, 70], тормозится пластическая деформация свариваемых материалов, поэтому появляются дефекты (микротрещины, несплошности, туннели) [50, 67, 92].

С другой стороны, слишком интенсивное тепловыделение ускоряет образование ИМФ, которые повышают хрупкость сварного шва [44]. Высокая скорость вращения приводит к чрезмерному перемешиванию и дроблению свариваемых материалов пином. Поэтому большое количество мелких фрагментов меди отделяется от основного металла и неравномерно распределяется в зоне сварного шва. Возникают пустоты и трещины со стороны меди [50, 67, 70, 93].

В работе [58] исследована зависимость механических свойств соединений алюминиевого и медного сплавов от скорости вращения СИ. Увеличение скорости вращения с 800 до 1000 об/мин при скоростях сварки 20 и 40 мм/мин приводит к увеличению прочности шва с 65 до 89 % относительно прочности алюминиевого сплава.

Р. К. Sahu и соавторы [64] обнаружили, что при СТП алюминиевого сплава AA1050 и чистой меди при увеличении скорости вращения до 1200 об/мин прочность на разрыв сварного шва возрастала, приближаясь к 92 % от прочности алюминия. При скорости вращения СИ выше 1200 об/мин механическая прочность начинает уменьшаться.

В работе Н. Т. Elmetwally и соавторов [94] установлено, что соотношение скоростей вращения и перемещения СИ оказывает существенное влияние на распределение меди по ЗТДВ, ЗТВ и ЯСШ стыкового соединения. Наименьшая концентрация дефектов шва обнаруживается, когда алюминий сваривается с отожженной медью при частоте вращения 1700 об/мин и скорости сварки 16 мм/мин.

При значениях 910 об/мин и 44 мм/мин существенным образом возрастает концентрация дефектов: пустот, полостей, туннелей и диспергированных частиц меди.

При высокой скорости вращения образуется многоуровневая слоистая структура ИМФ значительной толщины с большим количеством крупных фрагментов меди, которые затрудняют течение металла в СПС. Дальнейшее увеличение скорости вращения повышает интенсивность выделения тепла и температуру поверхности стыка, что способствует утолщению ИМС [67]. Таким образом, необходимо определить оптимальную скорость вращения СИ при СТП разнородного соединения, которая обеспечивает наибольшую прочность шва [67, 93].

С. W. Tan и другие [32, 34, 49] показали, что уменьшение частоты вращения СИ ведет к уменьшению плотности гратов на поверхности шва.

1.2.8 Зависимость качества шва от линейной скорости сварки и осевого усилия

Линейная скорость сварки позволяет управлять сдвиговым напряжением между потоками свариваемых материалов. Увеличение скорости сварки, связанное с увеличением поступательной силы, приводит к уменьшению погонной мощности, генерируемой вращающимся инструментом. Интенсивность выделения тепла при СТП определяется соотношением между частотой вращения СИ и линейной скоростью сварки, которые влияют на формирование интерметаллидов и, соответственно, на качество шва [34, 47, 90, 92, 97].

При высокой скорости сварки из-за недостатка погонной мощности тепловыделения свариваемый материал не достигает температуры перехода в СПС, что провоцирует возникновение дефектов сварного шва [34, 43, 47, 90, 95, 96]. При уменьшении скорости сварки температура в зоне шва повышается, следовательно, уменьшаются сдвиговые напряжения между потоками алюминия и меди, что приводит к уменьшению плотности дефектов [86]. Поэтому для бездефектного соединения авторами работ [61, 72] рекомендуется низкая скорость сварки при достаточно высокой частоте вращения инструмента.

Движение потоков свариваемого материала происходит в двух направлениях относительно СИ. Смещение материала происходит в тангенциальном направлении вращения и в осевом направлении вниз на отступающей стороне. Поэтому наибольшая плотность дефектов характерна для донной части шва [45].

Скорость тепловыделения зависит не только от частоты вращения инструмента, но и от величины осевого усилия, прикладываемого к нему. Увеличение осевого усилия сопровождается ускорением тепловыделения, что ведет к более быстрому достижению температуры перехода в СПС. Поэтому обеспечение качественного СС возможно не только за счет уменьшения линейной скорости сварки, но и за счет увеличения осевой нагрузки на инструмент в допустимых пределах [97, 98]. Авторы работы [31] добились высокого качества СС алюминиевого сплава АА1050 и меди встык при линейной скорости сварки в интервале от 63 до 80 мм/мин и частоте вращения инструмента в пределах от 1200 до 1400 об/мин. В работе [34] отмечается, что приемлемое качество шва с хорошим перемешиванием металлов может быть достигнуто при скорости сварки от 50 до 300 мм/мин.

1.3 Компьютерное моделирование процессов СТП

Моделирование термических и деформационных процессов при СТП представляет сложную задачу, которая включает учет физических взаимосвязей между кинетикой перемещения свариваемого материала и теплопередачей, величиной и скоростью деформации возле инструмента. Были разработаны методы компьютерного моделирования, результаты которого могли объяснять и предсказать важные особенности физики процессов, связанных с СТП [99]. Созданные модели СТП охватывали широкий диапазон сложности от простых моделей теплопроводности [100] и потока металла [101] к полностью связанным моделям [102], в которых вязкопластический поток и теплопередача моделируются для прогнозирования распределения температуры и остаточных напряжений в сварном шве.

Исследователи предложили три подхода к компьютерному моделированию процессов при СТП в локальном и глобальном масштабах: лагранжевый, эйлеров и лагранжево-эйлеров методы (CEL) [103, 104]. При лагранжевом методе узлы и элементы способны деформироваться и перемещаться при деформации металла

[105], в то время как при лагранжево-эйлеровом узлы и элементы инструмента остаются постоянными, и только металл может течь по всей области [106, 107].

Сочетание лагранжевого и эйлерова подходов является наиболее эффективным вариантом для моделирования больших задач при пластической деформации.

Подход CEL предусматривает, что подложка – эйлеровой области, а инструмент – лагранжево тело. Это позволяет лагранжевому корпусу инструмента погружаться в заготовку на границе раздела «инструмент – заготовка» без искажения сетки [108]. Поскольку материал течет через эйлерову область, требования к мелкой сетке в области деформации можно избежать [109]. Эйлерова область разделена на область заготовки и пустоту, чтобы удерживать поток материала из области заготовки [111]. Для уменьшения времени расчетов используется метод масштабирования. Масштабирование массы позволяет разбить область решения на несколько небольших элементов. Масса элементов искусственно увеличивается для достижения большей эффективности вычислений, поскольку общее время вычислений является функцией плотности материала [110].

Используя эйлерово-лагранжев подход, Нандан [112] численно смоделировал два процесса СТП – линейную (FSW) и точечную (FSSW). Он рассчитал максимальные значения температуры в сварном шве и величину усилия, прикладываемого к инструменту для обоих процессов. М. А. Ескандари и др. смоделировали процесс перемешивания алюминиевого сплава с использованием CEL. Их результаты подтвердили, что этот компьютерный метод позволяет правильно анализировать напряжения и нагрев в сварном соединении (рис. 1.16) [113].

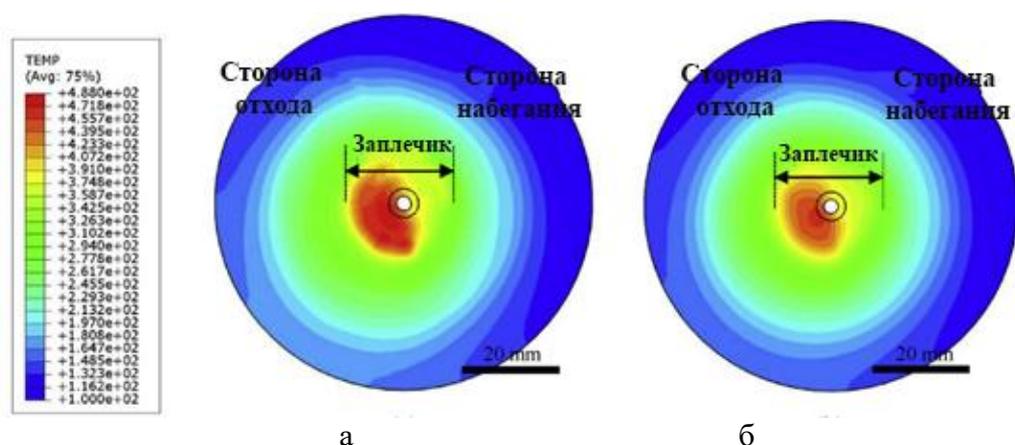


Рисунок 1.16 – Прогнозируемое температурное поле (1000 об/мин, 4 мм/мин, 3°) при направлении вращения СИ: а – по часовой стрелке; б – против часовой стрелки

Ю. Дж. Чао и др. [114] сформулировали описание теплопередачи в процессе СТП в виде двух краевых задач: в установившемся режиме для инструмента и переходном для заготовки – и провели конечно-элементный (КЭ) анализ для определения теплового потока, создаваемого трением между заготовкой и инструментом (рис. 1.17).

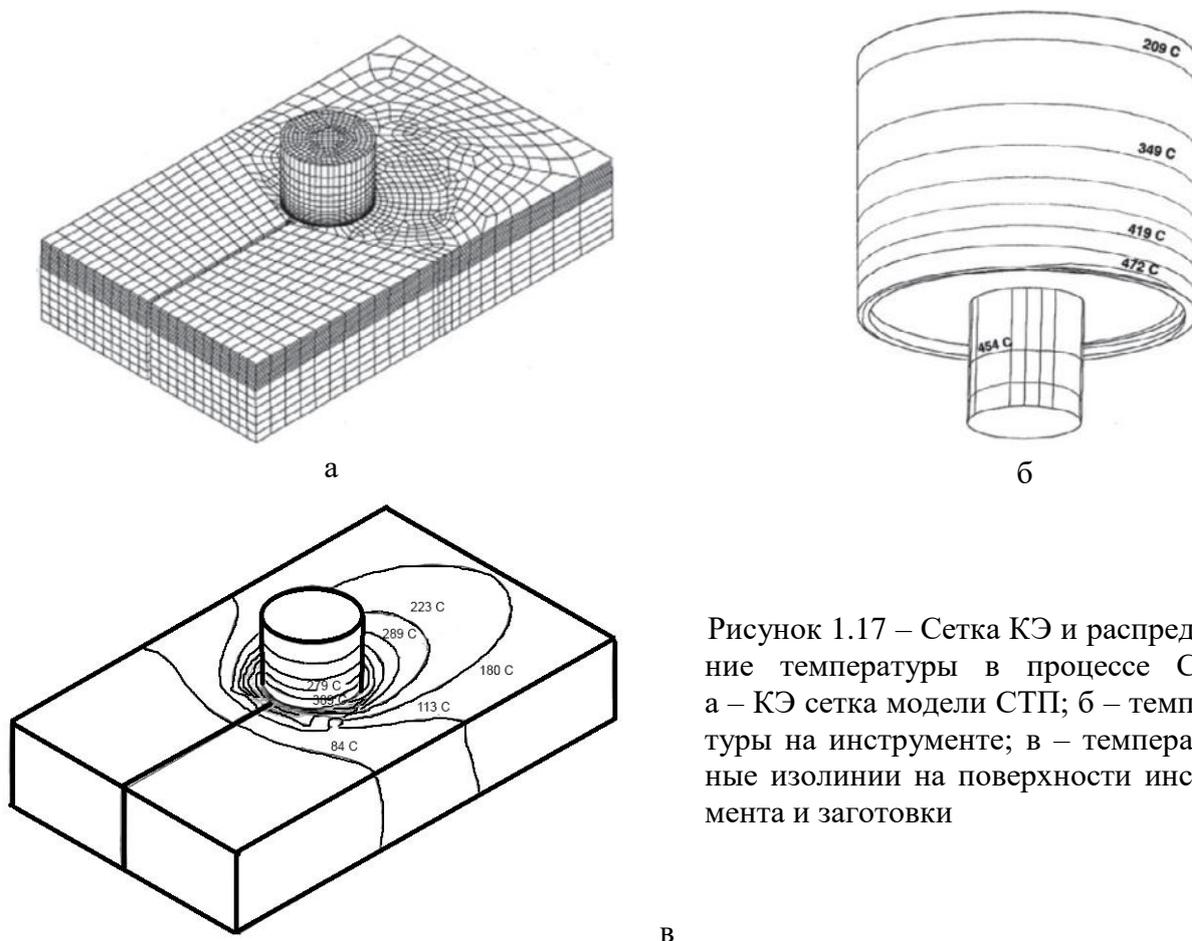


Рисунок 1.17 – Сетка КЭ и распределение температуры в процессе СТП: а – КЭ сетка модели СТП; б – температуры на инструменте; в – температурные изолинии на поверхности инструмента и заготовки

П. Ф. Юин и др. [115] использовали пакет программ COMSOL для разработки модели температурного поля СТП, включая теплоту, выделяемую трением и пластической деформацией материала. Полностью связанная термомеханическая модель КЭ, основанная на методе произвольного ALE (Arbitrary Lagrangian – Eulerian), была использована для моделирования СТП с неупругим тепловыделением [116]. Температурные поля при СТП моделировались при скоростях вращения 600 и 800 об/мин. Результаты показали, что модель может точно прогнозировать распределение температуры процесса СТП.

В статье Х. Мучи-Кучлера и др. [117] представлена полностью связанная термомеханическая КЭ модель для точечной СТП. Модель была разработана

в “Abaqus/Explicit”, результаты моделирования включали температуру, деформацию, напряжение и распределение деформации в свариваемых материалах.

Для расчета упругопластических рабочих деформаций использовалась модель пластичности Джонсона – Кука, показывающая зависимость предела текучести металлов от величины и скорости деформации и от температуры. Был проанализирован температурный профиль и история диссипации энергии. Компьютерное моделирование температурного и деформационного полей при СТП было выполнено для листов AA5083-H18 с использованием STAR-CCM [118].

Трехмерный анализ КЭ был проведен при исследовании влияния усилия, прикладываемого к инструменту, и скорости продвижения на распределение температуры в алюминиевом сплаве AA7075 [119]. Результаты позволяют оптимизировать геометрию инструмента и скорость продвижения пина в сварном шве (рис. 1.18).

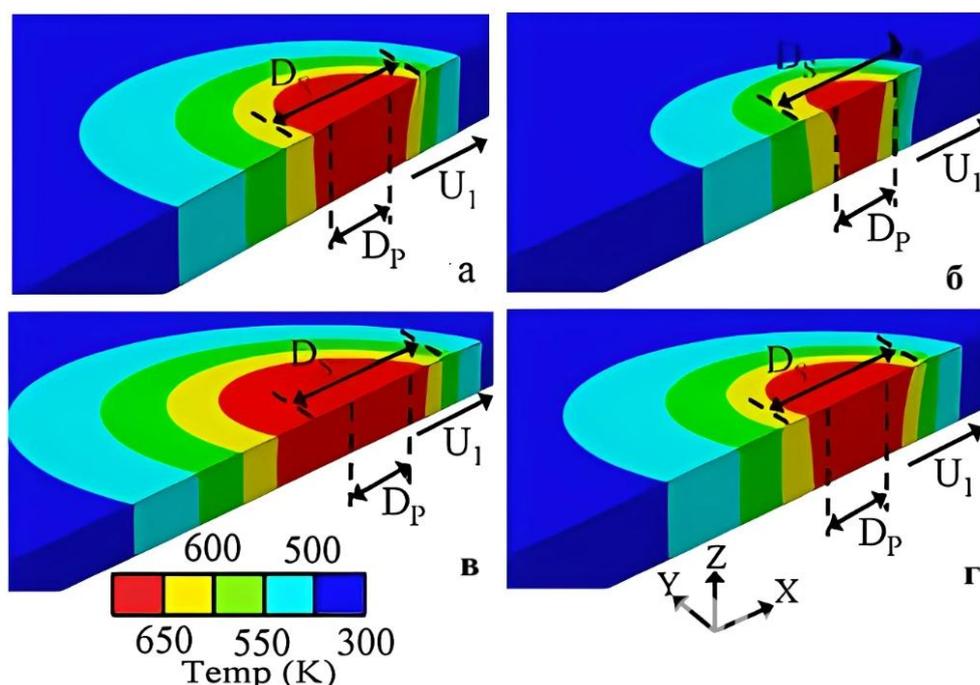


Рисунок 1.18 – Расчетное температурное поле при СТП однородных соединений AA7075 толщиной 9,5 мм (а, б), AA7075 толщиной 6,3 мм (в) и AA7039 толщиной 9,5 мм (г) при скорости вращения инструмента 450 об/мин; скорость сварки: а – 1 мм/с; б – 3 мм/с; в, г – 1 мм/с

Трехмерная модель КЭ процесса СТП была создана для изучения влияния изменений параметров процесса на механические характеристики в процессах СТП [120]. Сравнение численных и экспериментальных результатов показало, что эквивалентная пластическая деформация может приблизительно коррелировать формирование микроструктуры.

Дж. Дж. Микопулос и др. [121] представили результаты анализа модели, которые определяют влияние параметров режимов СТП (скорость вращения и сварки) на результирующие поля остаточных деформаций. С увеличением скорости сварки происходит повышение максимальных значений остаточных деформаций в зоне действия инструмента.

Выводы по главе 1, постановка цели и задач исследования

1. Обзор научно-технической литературы показал, что способ сварки СТП является относительно молодым и до сих пор не изученным до конца. Данный способ сварки имеет ряд преимуществ над другими способами.

2. При сварке разнородных материалов (алюминий и медь), обладающих ограниченной взаимной растворимостью и способных формировать интерметаллидные фазы, необходимо создать условия для получения качественных СС за счет оптимизации конструкции, геометрических размеров, технологических параметров.

3. При СТП является важным недопущение или подавление процессов возникновения интерметаллических соединений (пластинчатых, столбчатых, ячеистых), которые неблагоприятно влияют на механические свойства изделия вследствие их высокой хрупкости и твердости. Поэтому возникает необходимость поиска путей и условий получения сварных швов с минимальным объемом дефектов.

4. На образование структуры и поверхности разнородного соединения алюминия с медью влияют различные факторы и параметры режимов СТП (скорость сварки, частота вращения, поперечное смещение и угол наклона СИ, аксиальное усилие и др.).

5. Объективно отсутствуют компьютерные модели и методики, позволяющие на стадии технологической подготовки производства назначать технологические режимы СТП для получения сварных алюминия и меди с высокими механическими свойствами.

Поведение металлов в условиях термомодеформационного воздействия делает актуальным продолжение исследований СТП с целью его совершенствования и оптимизации параметров режима.

На основании этих выводов сформулирована цель работы – повышение прочности соединений «алюминий – медь», полученных сваркой трением с перемещением, за счет совершенствования технологических режимов на основе изучения

механизмов формирования структуры и механических свойств при различных конструктивно-технологических параметрах.

Для реализации поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выявить влияние параметров СТП на прочностные характеристики СС алюминия и меди, возникновение дефектов и образование интерметаллидных фаз (ИМФ).

2. Создать методику расчета основных параметров режима СТП на основе тепловой модели и показателей физико-механических свойств разнородных соединений.

3. Разработать компьютерную модель, описывающую динамику изменения температурного поля и формирование дефектов сварного шва при СТП алюминия и меди.

4. Выявить пути предотвращения возникновения и роста ИМФ в сварном шве разнородных металлов.

5. Определить оптимизированные режимы СТП сварки алюминия и меди.

ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ

2.1 Материалы СТП разнородных соединений

В экспериментальных исследованиях СТП использовали листовой прокат толщиной 3 мм из алюминия АД1 по ГОСТ 4784-97 и меди М1 по ГОСТ 859-2014. Для изготовления инструмента использовалась инструментальная углеродистая сталь У8 по ГОСТ 1435-99. Данные о химическом составе алюминия и меди представлены в таблицах 2.1, 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав в % мас. алюминия АД1 по ГОСТ 4784-97

Материал	Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn	Be
АД1	до 0,3	до 0,3	до 0,025	до 0,15	ост.	до 0,05	до 0,05	до 0,1	–

Таблица 2.2 – Химический состав в % мас. меди М1 по ГОСТ 859-2014

Fe	Ni	S	Cu	As	Pb	Ag	Zn	O	Sb	Sn
до 0,005	до 0,002	до 0,004	ост.	до 0,002	до 0,005	до 0,003	до 0,004	до 0,05	до 0,002	до 0,002

При построении математической модели распределения температуры в сварном шве при СТП разнородного соединения использованы теплофизические и механические свойства материалов, показанные в таблицах 2.3, 2.4.

Таблица 2.3 – Теплофизические свойства свариваемых материалов [122]

Теплофизические величины	Материал		
	АД1	М1	Сталь
Плотность, ρ , кг/м ³	2690	8930	7800
Удельная теплоемкость, c , Дж/кг·К	880	390	460
Удельная теплота плавления, λ , кДж/кг	390	205	270
Теплопроводность, χ , Вт/м·К	135	398,6	74.4
Коэффициент термического расширения, α , 1/°С	2.3×10^{-5}	1.67×10^{-5}	1.2×10^{-5}
Модуль упругости, E , ГПа	70	136,2	210
Коэффициент Пуассона	0.33	0.343	0,3

Таблица 2.4 – Механические свойства свариваемых материалов

Материал	Временное сопротивление разрыву, σ_B , МПа	Предел текучести условный, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное сужение, ψ , %	Относительное удлинение после разрыва, δ , %
АД1	80	40	80	35
М1	200–250	90–150		60

Технологические показатели свариваемых материалов представлены в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Технологические показатели свариваемых материалов [122]

Материал	Температура перехода в СПС, $T_{св}$ (К)	Коэффициент трения, μ	Напряжение сдвига, текучести τ , МПа
АД1	480	0,47	6(13–15)
М1	543	0,35	36–38

2.2 Методика и оборудование для получения сварных соединений

СТП экспериментальных образцов выполняли на вертикальном фрезерном станке 6Т80Ш (рис. 2.1) с возможностью ступенчатого управления технологическими параметрами, в том числе углами отклонения СИ от вертикали. Для экспериментов по СТП изделий разной толщины был изготовлен набор сварочных инструментов различных размеров и форм пина и заплечика. Было разработано специальное приспособление, обеспечивающее неподвижность свариваемых заготовок относительно рабочего стола станка.



Рис. 2.1 – Установка для экспериментов по СТП: 1 – универсальный фрезерный станок 6Т80Ш с закрепленным образцом; 2 – сварочный инструмент; 3 – устройство для регистрации энергетических характеристик; 4 – персональный компьютер

Собранное стыковое соединение закрепляли на столе станка с помощью винтовых прижимов. Детали также прижимались друг к другу фиксаторами. СИ с цилиндрическим хвостовиком конусностью 7:24 устанавливали в цанговом патроне и закрепляли шомполом, который затягивал хвостовик в гнездо шпинделя.

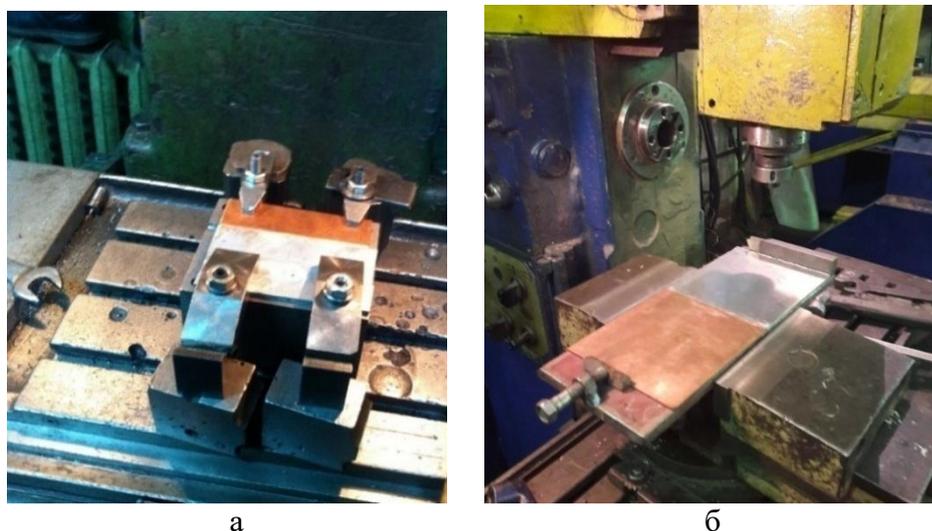


Рисунок 2.2 – Приспособления для фиксации свариваемых заготовок:
а – для образцов 150 × 40; б – для образцов 200 × 200

Инструменты для сварки стыковых соединений мягких материалов (алюминий, медь) были изготовлены из инструментальной стали У8. Длина пина была несколько меньше толщине образцов. В частности, для материалов толщиной 3 мм лучшие результаты были получены при длине пина 2,89 мм. Эксперименты показали, что лучшими свойствами обладали СС при диаметре заплечика 12–16 мм, а поверхность заплечика была вогнутой к основанию пина. Использование инструмента с вогнутым заплечиком позволяет увеличить объем металла, переведенного в сверхпластическое состояние, и способствует переносу материала вдоль поверхности шва. Форма заплечика и пина показаны на рисунке 2.3.

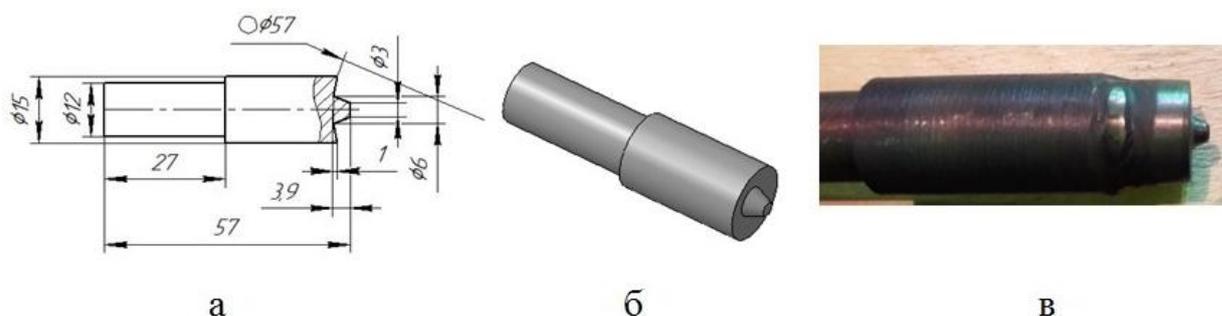


Рисунок 2.3 – Инструмент с вогнутым заплечиком: а – чертеж СИ; б – 3D модель СИ;
в – внешний вид СИ

В процессе экспериментов частота вращения СИ, определяющая скорость вращения периферии шпинделя, устанавливалась равной 400; 630; 900; 1000; 1200; 1600; 2500 об/мин. Угол отклонения оси инструмента от вертикали устанавливали по лимбу фрезерного станка в диапазоне от 1 до 5°. Величину заглупления СИ в свариваемые образцы задавали вертикальной подачей стола с точностью 0,001 мм. Линейную скорость сварки, соответствующую горизонтальному перемещению стола, варьировали в диапазоне от 20 до 100 мм/мин.

Выбор диапазонов технологических параметров СТП осуществляли на основании результатов предварительных экспериментов по сварке алюминия и меди. В процессе эксперимента технологические параметры СТП меняли в зависимости от характера формирования сварного разнородного шва.

Процесс СТП встык разнородных металлов осуществляли в следующей последовательности:

1. Поверхности стыка заготовок обезжировали ацетоном.
2. Заготовки устанавливали на подкладку так, чтобы центр пина СИ был смещен на выбранную величину от линии, образованной состыкованными кромками свариваемых образцов (рис. 2.4).
3. С помощью винтовых прижимов исключали перемещение заготовки относительно подкладки.
4. Задавали режимы СТП (частота вращения СИ, линейная скорость сварки, угол наклона СИ в сторону противоположную направлению сварки).
5. Вращающийся СИ медленно погружали в область соприкосновения заготовок, так, чтобы заплечик углубился на 0,1–0,2 мм. После этого включали продольную подачу стола и осуществляли процесс сварки стыкового шва.
6. После прохождения СИ вдоль линии шва выключали перемещение рабочего стола, выводили СИ и выключали станок.

В результате исследований было установлено, что в процессе СТП на характеристики качества сварного шва оказывает влияние взаимное расположение деталей из разнородных материалов. Структура лицевой поверхности шва существенным образом зависит от того, с какой стороны (набегающей или отходящей) расположена более твердая медная деталь (рис. 2.5).

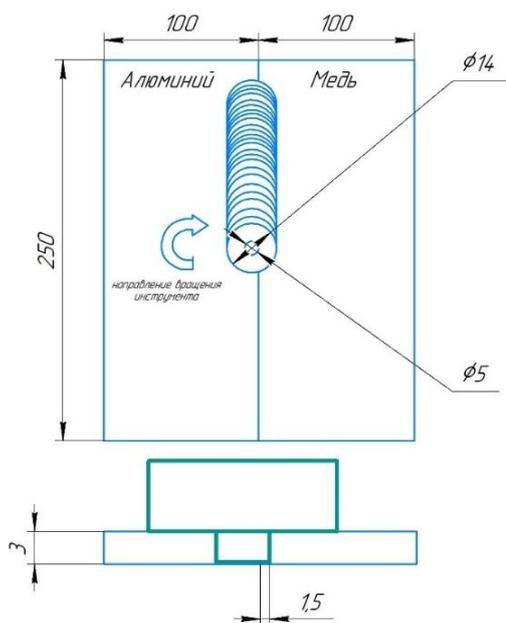
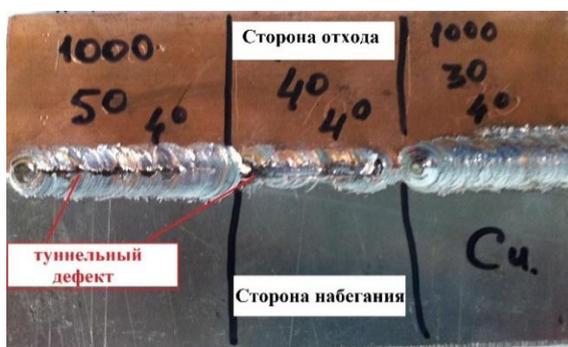


Рисунок 2.4 – Схема ввода СИ в образец между алюминием и медью



а



б

Рисунок 2.5 – Внешний вид сваренных образцов АД1 и М1 (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, на медь 1 мм): а – со стороны отхода М1 (режим 27); б – со стороны отхода алюминий

В последующих экспериментах медь будет постоянно находиться на наступающей стороне сварного соединения.

Для получения разнородного стыкового соединения был изготовлен набор СИ из инструментальной углеродистой стали У8. Пин СИ, изображенный на рисунке 2.3, был выполнен в виде конуса с диаметром 6 мм. Такая форма пина позволяла при большой интенсивности тепловыделения уменьшить сопротивление свариваемого материала при вводе пина.

В процессе исследований варьировались технологические режимы СТП алюминия и меди. Параметры режимов СТП были определены на основе литературного обзора и техническими показателями фрезерного станка. Технологические режимы проведенных экспериментов приведены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Основные параметры проведенных экспериментов для отработки режима СТП алюминия и меди

№ опыта	Скорость вращения СИ, об/мин	Скорость подачи СИ, мм/мин	Угол наклона СИ, град.	Смещение СИ, мм		Направление вращения СИ
				на алюминиевый образец	на медный образец	
1.	900	25	3		1	медь
2.	800	25	3		1	медь
3.	1000	25	3		1	медь
4.	900	41	3		1	медь
5.	900	63	3		1	медь
6.	800	41	3		1	медь
7.	800	63			1	медь
8.	1000	41			1	медь
9.	1000	63	3		1	медь
10.	900	25	3	3		медь
11.	900	25	3	2		медь
12.	900	25	3	1		медь
13.	900	25	3	0	0	медь
14.	900	25	3		2	медь
15.	900	25	3		3	медь
16.	800	41		2		медь
17.	1000	41	3	2		медь
18.	1000	25	3		1	медь
19.	1000	41	3		2	медь
20.	900	25	1		1	медь
21.	900	25	2		1	медь
22.	900	25	4		1	медь
23.	900	25	5		1	медь

2.3 Оценка энерговыделения при СТП экспериментальных образцов

С целью экспериментальной оценки энергетических параметров процесса СТП соединяемых деталей использовалось разработанное устройство для измерения силы тока и напряжения, позволяющие рассчитать электрическую мощность, потребляемую трехфазным двигателем привода шпинделя станка. Расположение подключенного устройства показано на рисунке 2.6. Расчет текущей мощности и визуализация ее изменений осуществлялись с помощью компьютерной программы “Sensor” [123, 124]. На монитор компьютера выводился и сохранялся график временной зависимости потребляемой электрической мощности, преобразованной в механическую мощность станка. Датчики прибора подключались в каждую фазу трехфазного двигателя станка 6Т80Ш (см. рис. 2.6).

Запись данных начиналась одновременно с началом процесса сварки. Программа “Sensor” формировала график зависимости потребляемой мощности двигателя станка от времени сварки, пример которого приведен на рисунке 2.7, и сохраняла данные в текстовом формате. Обработка графиков выполнялась с помощью программы “Origin”.



Рисунок 2.6 – Расположение подключенного устройства для измерения энергетических характеристик процесса СТП: 1 – датчик силы тока; 2 – тепловое реле; 3 – электродвигатель

При расчете мощности станка, использованной при СТП, учитывалось, что КПД двигателя и привода фрезерного станка составляет $\eta = 0,6 \div 0,87$.

Потребляемая электрическая энергия частично преобразуется в теплоту нагрева образцов за счет трения.

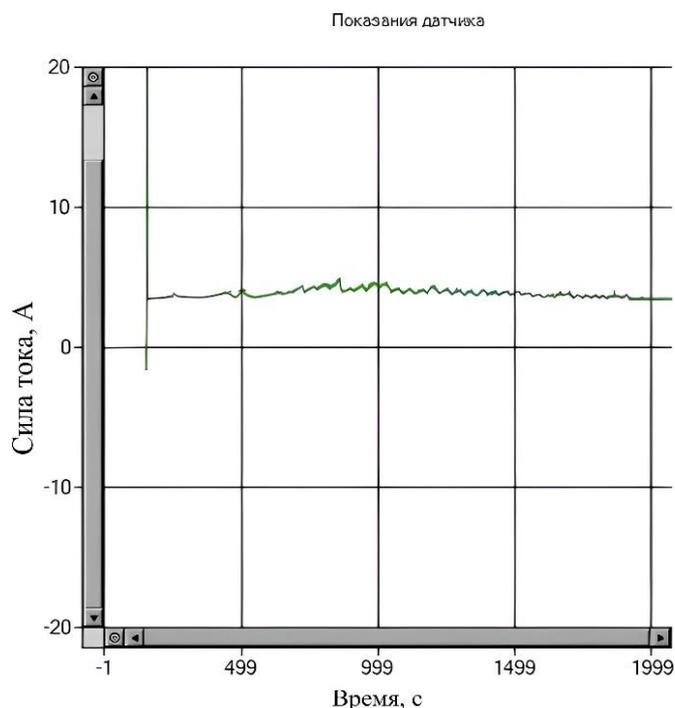


Рисунок 2.7 – График временной зависимости потребляемой мощности двигателя фрезерного станка (алюминий – медь, $\omega = 900$ об/мин, $v = 20$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$)

2.4 Измерение температурных циклов при СТП разнородных соединений

Для измерения температурных циклов в зонах сварного шва использовали хромель-алюмелевые термопреобразователи ЭДС (термопары) типа ГТХА-0,8-500 с диаметром проволоки 0,8 мм (ГОСТ 6616-74) и диапазоном рабочих температур $-40 \dots +1200$ °С, позволяющих с высокой точностью в широком диапазоне регистрировать температуру зон СС. Для установки термопреобразователей ЭДС высверливали глухие отверстия в пластине свариваемого образца с противоположной стороны от ввода СИ на рисунке 2.8. Глубину канала для установки термопары в точку, близкую к линии сварки, выбирали с учетом специфики зон СС при СТП.

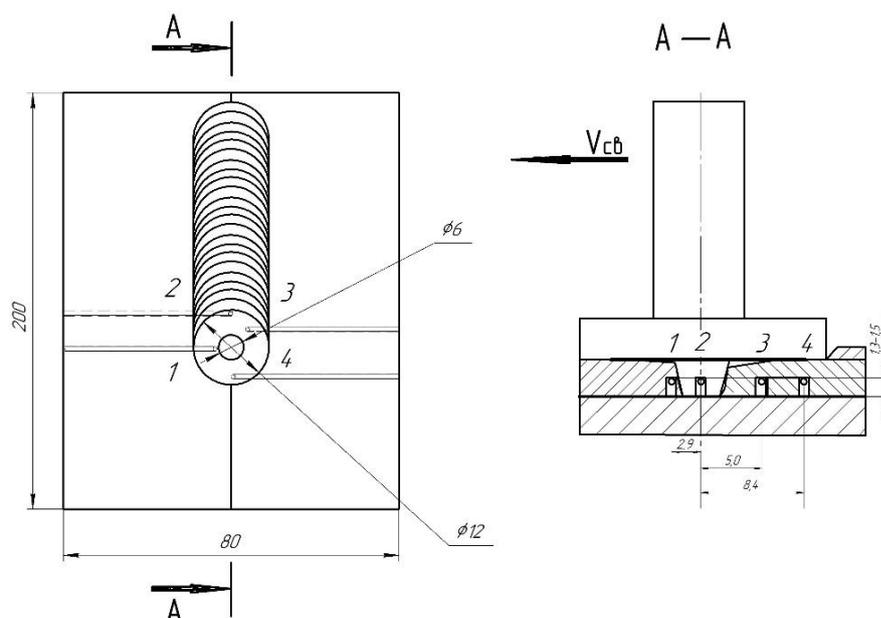


Рисунок 2.8 – Схема расположения термопар при измерении термических циклов при СТП

Схема расположения устройства для измерения температурной динамики при СТП показана на рисунке 2.9 [125]. Электрические напряжения, поступающие от термопреобразователя, обрабатывались на микроконтроллере “Arduino nano V3”. Сигнал преобразовывался в цифровой код и отображался на дисплее компьютера в виде графиков зависимости температуры от времени в различных точках сварного шва.



Рисунок 2.9 – Установка для определения термических циклов при СТП: 1 – персональный компьютер; 2 – станок 6Т80Ш; 3 – СИ; 4 – термопары; 5 – прибор для измерения температуры

График термических циклов представляет собой результат усреднения многократно проведенных экспериментов СТП стыковых разнородных соединений.

2.5 Измерение аксиального усилия и крутящего момента инструмента при сварке трением с перемешиванием

Система, предназначенная для измерения сил и крутящего момента в процессе СТП, показана на рисунке 2.10.

Измерялись следующие основные усилия и вращающий момент при СТП: F_x – сила, действующая в направлении сварки (вдоль шва); F_y – сила, действующая перпендикулярно направлению сварки в плоскости параллельной поверхностям стыкуемых элементов (плоскость сварки); F_z – сила, действующая в направлении перпендикулярном плоскости сварки; крутящий момент M_z и частота вращения.



Рисунок 2.10 – Вращающийся датчик четырёхкомпонентный М44 для определения усилия и вращающегося момента при СТП [126]

Для исключения влияния сил трения в приводе станка перед сваркой осуществлялось обнуление всех показателей датчика при вращающемся в воздухе инструменте.

2.6 Методы исследования макро- и микроструктуры разнородных соединений

Изготовление и травление макрошлифов проводили в соответствии с РД 24.200.04-90 «Металлографический метод контроля основного металла и сварных соединений химнефтеаппаратуры» с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Вырезку поперечных шлифов осуществляли абразивной резкой на отрезном абразивном станке для влажной резки АТМБРИЛЛАНТ220. Перед шлифовкой и полировкой образцы запрессовывали в полимер на прессе горячего прессования «АТМОРАЛ 460». Для удаления слоя

с измененной структурой поверхности образцы шлифовали на машине “ATMSAPHIR 560” с абразивными шкурками на поверхности вращающихся кругов. Шлифовку образцов осуществляли на абразивной бумаге с различной зернистостью абразива в интервале от P300 до P2500. Последовательный переход от грубой к более тонкой шлифовальной бумаге сочетали со сменой направления шлифования путем поворота темплета на 90°. Подготовку шлифов завершали механическим полированием на станках с использованием алмазных паст, нанесенных на поверхность сукна, с размером частиц алмаза фракций от 14/7 до 1/0 мкм. Перед процессом полирования шлифы очищали от остатков крупных продуктов шлифования и периодически промывали в воде [61]. Для травления исследуемой поверхности макрошлифов использовали:

- для меди и ее сплавов – водный раствор соляной кислоты и хлорида железа (III) (100 мл H₂O + 25 мл HCl + 8 г FeCl₃) [61];

- для алюминия и его сплавов – водный раствор плавиковой кислоты (0,5 % HF);

- для разнородного соединения алюминия и меди – водный раствор гидроксида аммония (5 мл H₂O₂ + 45 мл NH₄OH) [61]. Металлографический анализ макро- и микроструктуры сварных образцов выполняли по снимкам, полученным на оснащенных цифровыми фотокамерами оптических микроскопах “LeicaDMI 5000 M” и “Olympus VX-61” при различном увеличении (×50, ×100, ×200, ×500, ×1000). Средний размер зерен определяли методом секущих по ГОСТ 21073.3-75 с доверительной вероятностью 0,95.

2.7 Методы оценки качества разнородных соединений

Для контроля качества стыковых соединений, полученных с помощью СТП, использовали неразрушающий (радиографический метод) и разрушающий методы контроля.

Радиографический контроль. Для определения наличия внутренних дефектов сварного шва проводился рентгенографический контроль с помощью дефектоскопа «Арина-3» («Сарма-500»). Использовалась рентгеновская пленка “D7 AGFA” с флуоресцирующими усиливающими оловянисто-свинцовистыми экранами с типом кассеты 200 × 100. Схема контроля представлена на рисунке 2.11.

Радиографический контроль экспериментальных образцов проводили по ГОСТ 7512-82. Фокусное расстояние варьировалось от 300 до 350 мм. Параметры экспозиции для просвечивания разнородных стыковых соединений толщиной 2–4 мм: напряжение на лампе – 180 кВ; сила тока – 3 мА; время экспозиции – 4 с.

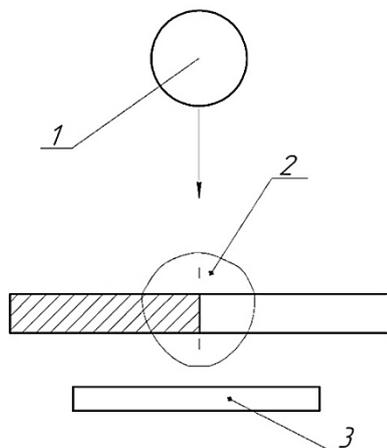


Рисунок 2.11 – Схема проведения радиографического контроля разнородного стыкового соединения: 1 – источник излучения; 2 – контролируемый участок; 3 – кассета с пленкой

Электронная растровая микроскопия. Для исследования структуры микрошлифа применяли растровый электронный микроскоп “Mira 3 TeScan” и двухлучевой электронно-ионный микроскоп “Versa 3D LowVac”. Съемку поверхности микрошлифов проводили в режиме регистрации вторичных электронов с низкой энергией. Для оценки распределения химических элементов по сечению сварного соединения использовали энергодисперсионный спектрометр “INCA X-Max” (“Oxford Instruments”), установленный в электронно-ионном микроскопе “Versa 3D LowVac”.

Рентгеноструктурный анализ. Рентгеноструктурный анализ (РСА) макрошлифов проводили на рентгеновских дифрактометрах “Siemens D-500” и “Bruker D8 Advance Eco” с использованием излучения CuK_α с углом дифракции $\theta = 20 \div 140^\circ$. Для съемки конкретной области образца использовали вертикальные и горизонтальные диафрагмирующие щели. Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру “Diffrac.EVA”.

Механические испытания. Для исследования механических свойств разнородных соединений (временное сопротивление разрыву) использовали образцы по ГОСТ 6996-66. При испытании на разрыв определяли место разрушения образца (по шву, по основному металлу). Временное сопротивление наиболее слабого участка рассчитывали по ГОСТ 1497-84. Испытания проводились на разрывной машине Р-5 при скорости нагружения 1 мм/мин. После испытаний выполняли построение диа-

грамм растяжения в виде условных растягивающих напряжений. Для оценки пластичности разнородных швов алюминиевого и медного сплавов проводили испытания на угол изгиба в соответствии с ГОСТ 6996-66. Внешний вид образцов, сваренных СТП и отобранных для испытания на угол изгиба, показан на рисунке 2.12. Изгибная нагрузка прикладывалась в центре сварного шва со стороны корня сварного соединения со скоростью 10–15 мм/мин. Образец располагался на двух цилиндрических опорах. Испытания на статический изгиб проводились в соответствии с ГОСТ 14019-2003 и ИСО 7438-2005 при комнатной температуре (+20...+15°).

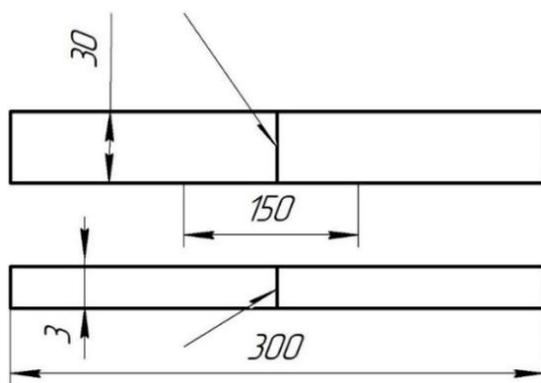


Рисунок 2.12 – Образцы для механических испытаний на изгиб стыкового соединения

Применяли стандартные плоские образцы с рабочей расчетной длиной $l_0 = 5,65F_0$, где F_0 – начальная площадь поперечного сечения рабочей части. Образцы имели начальную расчетную длину 300 мм.

Максимально допустимая нагрузка силоизмерительного датчика составляла 15000 Н. Погрешность измерения усилия не превышала 1 %.

Измерение микротвердости. Микротвердость зон СС оценивали по методу восстановленного отпечатка от вдавливания алмазной четырехгранной пирамидки по ГОСТ 9450-76 по методу Виккерса на приборе “Buehler “Micromet-5103” при нагрузке 1,0 Н и длительности выдержки под нагрузкой 10 с. Измерение проводили в поперечном сечении шва с шагом между уколами 0,25 мм. Обработку размеров отпечатков от пирамидального алмазного индентора после снятия нагрузки и расчет микротвердости производили в программе “OmniMet Imaging System”.

Для построения карты твердости СС при СТП использовался метод UCI (ультразвуковой контактный импеданс). Измерение проводили в поперечном сечении шва с шагом между уколами 0,2 мм на приборе “UCI Hardness Scanner UT100 from BAQ” при нагрузке 10 Н.

2.8 Методика моделирования температуры и дефектообразования при сварке трением с перемешиванием

Процесс СТП моделировался с использованием пакета программ “SIMULIA/Abaqus методом CEL”, который основан на совместном использовании в элементов конечно-элементной сетки Эйлера и Лагранжа [130]. Смысл подхода CEL заключается в том, что свариваемые образцы и пустота – эйлеровые области, а инструмент – лагранжево тело. Это позволяет лагранжевому корпусу инструмента погружаться в заготовку на границе раздела инструмент-заготовка без искажения сетки. Моделирование инструмента как лагранжевое тела дает возможность исследовать влияние формы инструмента и его взаимодействие со свариваемыми материалами при СТП (рис. 2.13).

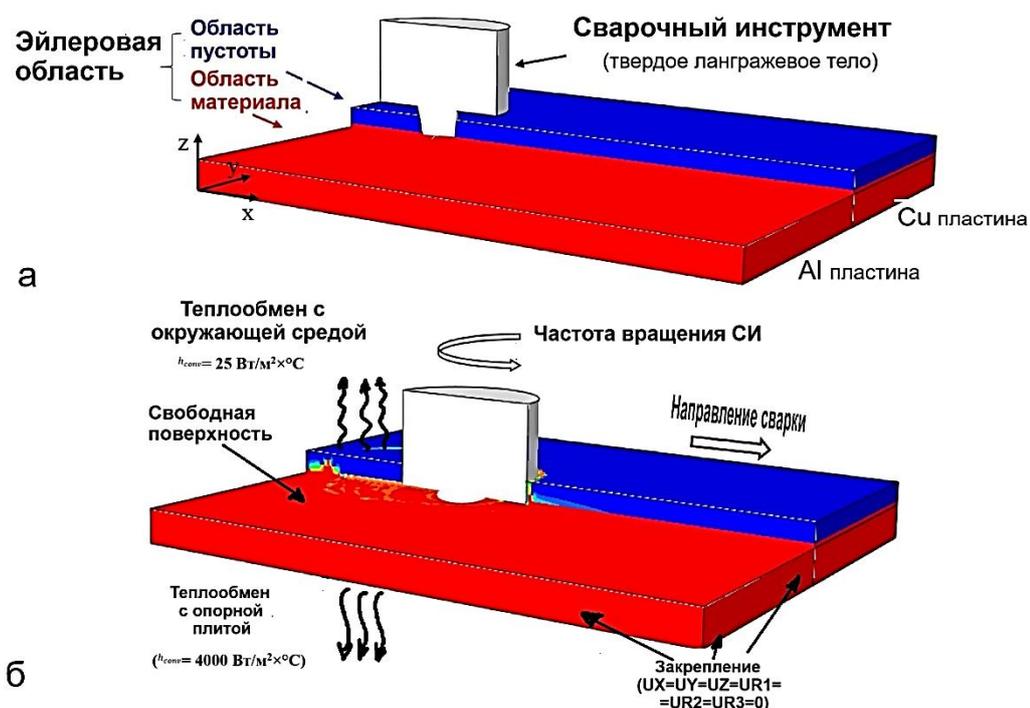


Рисунок 2.13 – Расположение эйлеровой области заготовки и инструмента (а), граничные условия для свариваемых деталей (б)

Во всех расчетных моделях использовались геометрические параметры свариваемых образцов и инструмента, аналогичные условиям эксперимента. Во всех моделях пластина алюминия АД1 находилась на отступающей стороне, а меди М1 – на наступающей стороне. Как и в лабораторных экспериментах, частота вращения СИ варьировалась в интервале от 800 до 1000 об/мин, а скорость поступательного движения – 25–63 мм/мин. Чтобы зафиксировать образование грата

во время сварки была создана пустая область над эйлеровой областью заготовки. Когда инструмент погружался в заготовку, материал выдавливался, образуя всплески (грат), и область пустот захватывала этот исходящий свариваемый металл. Если область пустот не используется при моделировании, то грат теряется в окружающей среде. Основным фактором формирования соединения при СТП является пластическое течение, которое учитывали при компьютерном моделировании, используя уравнение пластичности Джонсона – Кука (ДК) [130, 162] для прогнозирования пластической деформации материалов и образования дефектов:

$$\bar{\sigma}_s = [A + B\bar{\epsilon}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (2.1)$$

где m – коэффициент термического размягчения;

$\dot{\bar{\epsilon}}$ и $\dot{\epsilon}_0$ – эффективная пластическая деформация и скорость деформации;

A, B, C – константы;

n – показатель упрочнения материалов при деформировании;

T_r и T_m – комнатная температура и температура плавления соответственно.

Значения параметров уравнения пластичности ДК представлены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Значения параметров модели пластичности ДК для алюминия, меди и стали [128, 129]

Материал	A, МПа	B, МПа	C	m	n	$\dot{\epsilon}_0$	T_r (°C)	T_m (°C)
Алюминий АД1	60	6,4	0,001	0,859	0,62	1	25	667
Медь М1	80	292	0,025	1,09	0,31	1	25	1083
Сталь	410	280	0,03	1,1	0,47	1	25	1538

Термомеханические свойства материала изменяются нелинейным образом в зависимости от температуры. Для упрощения расчетов компьютерной модели использовали значения теплофизических свойств алюминия, меди и стали, не зависящими от температуры (табл. 2.6).

Граничные условия для боковых поверхностей свариваемых образцов и инструмента представлены на рисунке 2.13а. Естественная конвекция между поверхностью заготовки / инструмента и окружающей средой определялась коэффициентом конвективной теплопередачи 25 Вт/м²·°С. Для сокращения времени расчета пренебрегали теплоемкостью опорной пластины, которую заменили коэффициентом теплопередачи 4000 Вт/м²·°С между нижней поверхностью заготовки и окружающей средой

(рис. 2.13б). Разбиение на конечные элементы инструмента и свариваемых образцов представлено на рисунке 2.14.

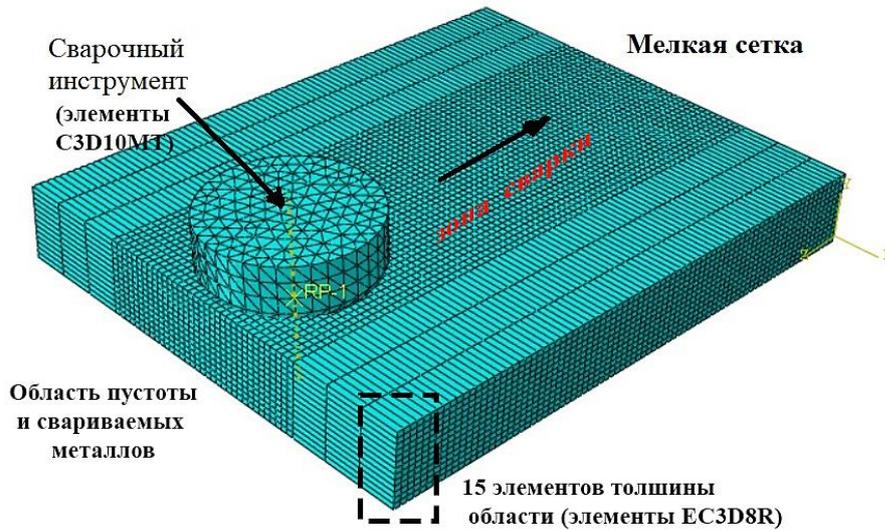


Рисунок 2.14 – Граничные условия для заготовки и пустоты (а), сборка сетчатой области и сварочного инструмента

Для пластин алюминия и меди использовались эйлеровы элементы типа EC3D8RT (восьмиузловой элемент с термической связью, который обеспечивает преимущества уменьшенной интеграции). Для сетки в инструменте использован элемент C3D10MT (четырёхузловой термосвязанный тетраэдр), а в области пустоты – элементы EC3D8R.

Выводы по главе 2

1. Разработана и изготовлена технологическая оснастка для осуществления СТП стыковых медно-алюминиевых сварных соединений, включающая системы крепления свариваемых деталей, сварочный инструмент, аппаратуру для измерения основных силовых, энергетических и температурных параметров. Описаны схемы устройств, их параметры работы, а также геометрия и размеры рабочего инструмента.

2. Разработан план проведения экспериментов с целью оптимизации режимов СТП. Выбраны формы и размеры образцов для механических испытаний, а также для анализа структуры сварного соединения методами оптической и электронной микроскопии, дюрOMETрическим, энергодисперсионным и рентгеноструктурным анализом и т. д.). Для компьютерного моделирования температурной динамики

и распределения материалов в шве при СТП был предложен метод конечных элементов сетки Эйлера и Лагранжа (CEL).

Использованные методы исследований основываются на стандартных методиках, достоверность полученных результатов подтверждается возможностью воспроизведения всех основных ее положений другими исследователями и непротиворечивостью новых данных существующим научным представлениям.

Глава 3. СВЯЗЬ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СТП С ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ШВА АЛЮМИНИЯ И МЕДИ

Прочность сварного соединения, отсутствие дефектов и внешний вид шва зависят от режима СТП. Рассмотрение особенностей механизмов образования сварных швов, описанных в главе 1, показало, что получение качественных разнородных стыковых соединений возможно внутри следующих диапазонов режимов СТП: частота вращения СИ $\omega = 800\text{--}1000$ об/мин; скорость сварки $v = 25\text{--}63$ мм/мин; время нахождения при температуре образования интерметаллидов – не более 10 с; величина аксиального усилия – $F_z = 4\text{--}5$ кН; величина заглупления заплечика СИ $\Delta = 0,5\text{--}1,5$ мм, смещение на медь или на алюминий δ – от 0 до 3 мм. В таком режиме формируется относительно невысокая концентрация ИМФ как в алюминии, так и в меди [3,4]. Исследованные варианты технологических режимов сварки трением с перемешиванием алюминия и меди приведены в таблице 2.5.

При движении СИ возникают термический и механический (деформационный) энергетические источники, ответственные за образование СС. Большая часть ($\approx 80\%$) теплоты генерируется при взаимодействии металла с заплечиком, а от взаимодействия пина с металлом выделяется значительно меньшая часть ($\approx 20\%$) [130]. Взаимодействие пина с металлом преимущественно отвечает за деформационный канал активации при формировании сварного шва [25].

3.1 Влияние скорости вращения сварочного инструмента на структуру и механические свойства разнородного соединения

В данном параграфе рассмотрено влияние частоты вращения инструмента в диапазоне 800–1000 об/мин на образование ИМФ в зонах и механические свойства сварного шва при скорости сварки 25 мм/мин и смещении на медь 1 мм. Частота вращения оказывает влияние на величину генерируемой тепловой энергии при трении сварочного инструмента о поверхность свариваемых металлов. При этом заплечик СИ захватывает поверхностный слой металла и перераспределяет его по всей ширине сварного шва. Интенсивность выделения тепла зависит от величин коэффициента трения СИ об алюминий и медь, следовательно, они влияют на скорость достижения СПС в области шва [69].

По внешнему виду поверхности сварных швов соединений «алюминий – медь», полученных при разных условиях СТП, приведены на рисунке 3.1. Легко увидеть ее зависимость от режима СТП.

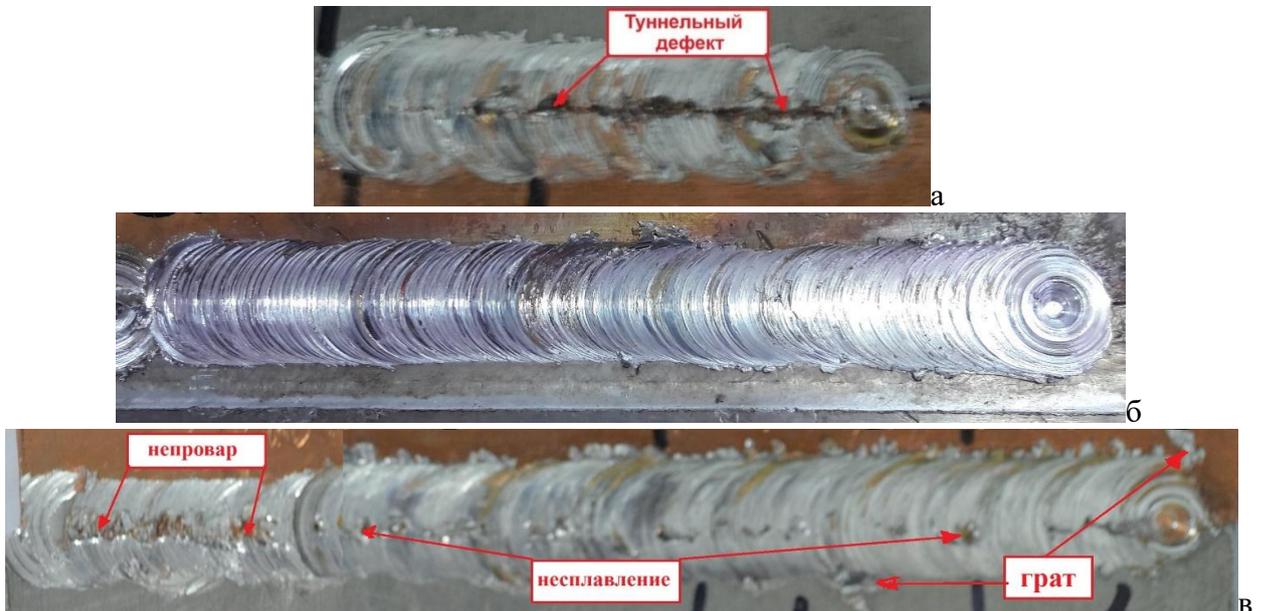


Рисунок 3.1 – Внешний вид сварного шва (25 мм/мин, $\alpha = 3^\circ$, смещение 1 мм на медь):
а – $\omega = 800$ об/мин; б – $\omega = 900$ об/мин; в – $\omega = 1000$ об/мин

Из-за недостатка выделившейся тепловой энергии при 800 об/мин на поверхности шва наблюдается туннельный дефект вдоль плоскости соприкосновения свариваемых образцов (рис. 3.1а). Поверхность шва на рисунке 3.1б (900 об/мин) имеет одинаковый по всей длине шаг чешуи и не содержит визуально обнаруживаемых дефектов. С увеличением скорости вращения СИ до 1000 об/мин на поверхности шва формируются участки несплавления и выдавленный грат по обеим сторонам сварного соединения (рис. 3.1в). Более подробно особенности формирования сварных соединений при различных скоростях вращения рассмотрены в следующих параграфах.

3.1.1 Исследование структуры сварного шва, полученного при скорости вращения инструмента 900 об/мин

В ЯСШ и ЗТДВ сварного шва выделяется большое количество тепла за счет трения заплечика и пина о свариваемые металлы. Формирование ЗТДВ и ЗТВ шва образуются в режиме структурной сверхпластичности благодаря протеканию кооперативных рекристаллизационных процессов и фазовых превращений (при условии возможности полиморфных превращений в одном из соединяемых материалов).

Достижение СПС обеспечивается поэтапным протеканием различных механизмов пластической деформации в режиме простой, собирательной и аномальной динамической рекристаллизации, инициируемой процессами динамического возврата и полигонизации с переходом к постдинамической рекристаллизации по механизмам Бейли – Хирша и Кана – Бюргерса – Тейлора [13, 14, 140, 141].

В большинстве случаев в стыковых сварных швах разнородных металлов при СТП наблюдается слоистый характер распределения ИМФ, образующихся преимущественно в одном из свариваемых металлов. При СТП со скоростью вращения инструмента 900 об/мин ИМФ образовывались внутри алюминия, а внутри медного слоя они практически отсутствовали (рис. 3.2а). Области формирования интерметаллидов слоистого строения являются преимущественно поверхностные участки шва в области контакта с заплечиком. В местах перегиба контакта металлов возникают локальные линзовидные интерметаллиды [73, 74, 78]. Наименее вероятным местом образования ИМФ является корневая часть шва из-за низкого термического воздействия пина (рис. 3.2е, ж).

Зона термического влияния формируется преимущественно из-за развития рекристаллизационных процессов [105, 133–135]. ЯСШ состоит из почти равновеликих объемов свариваемых металлов (рис. 3.2в), структура ядра имеет вид множества вихреподобных образований (рис. 3.2е, ж), сформировавшихся в результате сдвигово-поворотных воздействий СИ [19, 69, 131, 168]. Четкую межзонную границу можно наблюдать в области перехода от ЯСШ к меди, так как СИ изначально был смещен на 1 мм в сторону меди и большую часть времени контактирует именно с медью (рис. 3.2е). Приведенные далее экспериментальные результаты по СТП меди с алюминием получены при скорости сварки 25 мм/мин.

Наличие слоистых ИМФ не всегда приводит к ухудшению механических свойств разнородных СС. В случае дисперсных интерметаллидных включений (толщины не превышают 1–3 мкм) они выступают в качестве упрочнителей, способных тормозить перемещение дислокаций [62, 78, 135, 136]. Распределение прослоек интерметаллидов, сформировавшихся при длительном термомеханическом воздействии СИ в области контакта с заплечиком и в местах торможения микротоков разнородных металлов, показаны на рисунке 3.3.

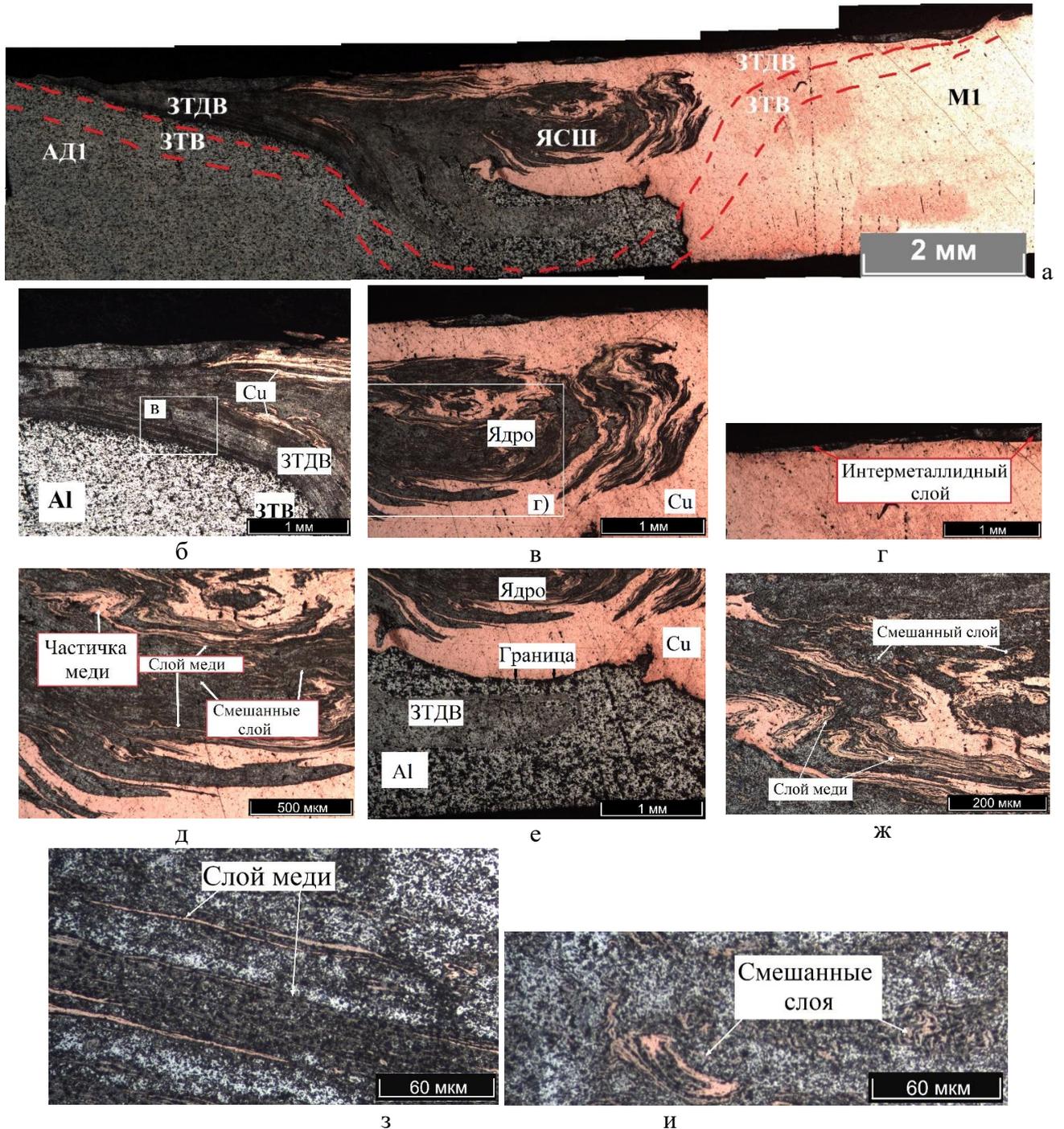


Рисунок 3.2 – Участки сварного шва (900 об/мин, 25 мм/мин, 3° , на медь 1 мм): б – со стороны алюминия; в – ядро; г – ламели в алюминии и ЗТДВ; д – центральная зона ядра; е – дно (корневая зона) сварного шва; ж – ламели в ядре со стороны меди и ЗТДВ; з – ЗТДВ в алюминии ближе к ЯСШ; и – ЗТДВ в алюминии ближе к ЗТВ (режим I)

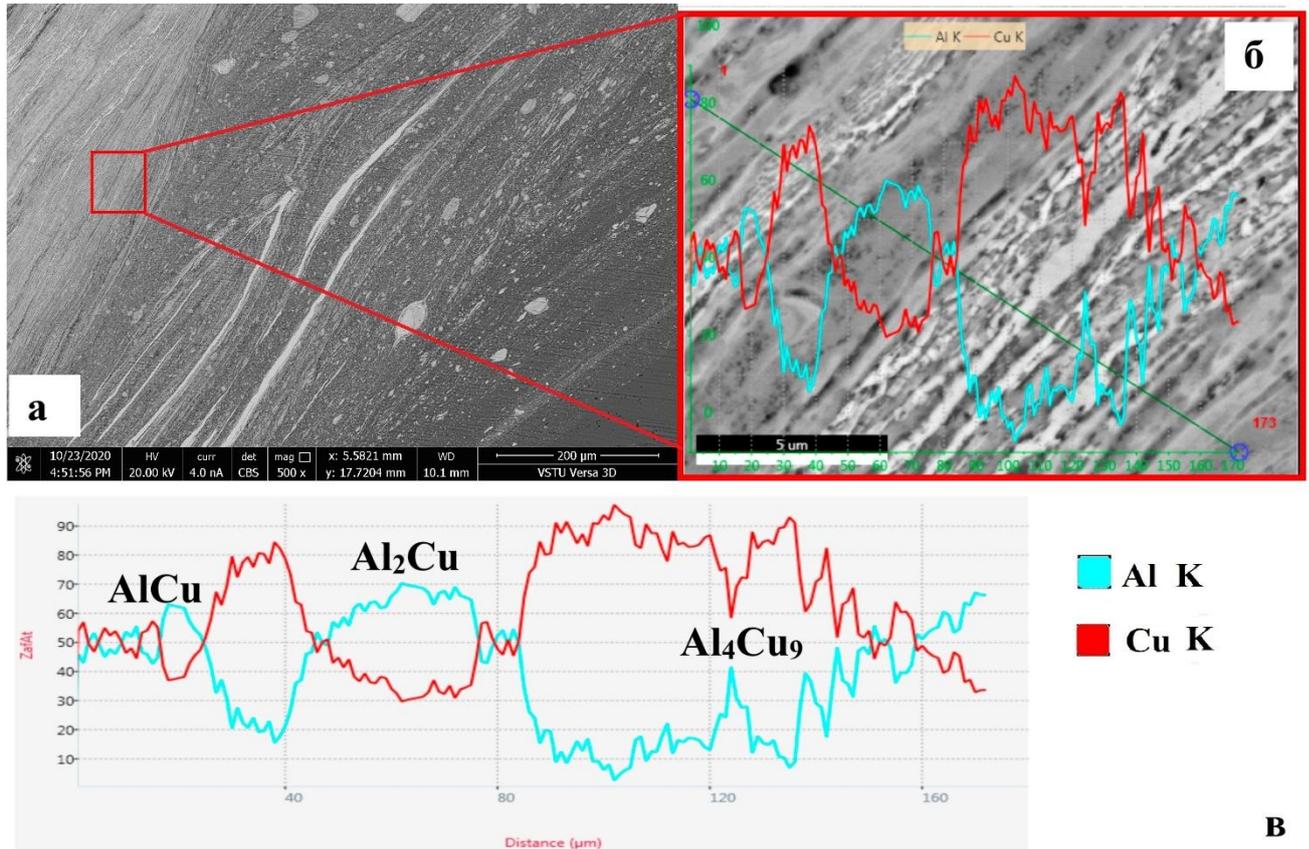


Рисунок 3.3 – Структура ЯСШ со стороны меди (а) и интерметаллидные слой (б) (режим 1), изменение содержания меди и алюминия вдоль линии сканирования (в)

ИМС с малой толщиной (около 2,7 мкм) не ухудшают механические свойства шва (рис. 3.3а). При увеличении толщин интерметаллидов алюминия и меди интерметаллидная прослойка из-за высокой хрупкости оказывает отрицательное влияние на адгезионную прочность разнородного соединения, являясь источником зародышей микротрещин, которые имеют тенденцию к росту и распространению на соседние участки сварного шва.

Возможность образования ИМФ различного состава обусловлено различием в количестве теплоты их образования и величинах энергии активации реактивной диффузии [2, 4]. По литературным данным для более богатой алюминием Θ -фазы (Al₂Cu) – $\Delta H = 39,3$ кДж/моль, а $Q = -20$ кДж/моль, а со стороны меди возможно образование γ -фазы Al₄Cu₉ ($\Delta H = -66,9$ кДж/моль, $Q = -32$ кДж/моль). По существующим представлениям [137], в сплавах системы Al – Cu процесс образования интерметаллидов может быть многоступенчатым: при распаде пересыщенного твердого раствора меди и алюминия на первой стадии возникают зоны Генье – Престона, обогащенные атомами меди, на последующих стадиях протекает частичное

упорядочение в расположении атомов, вызывая образование зон Генье – Престона-2, и лишь после этого образуются γ -фаза или Θ -фаза (Al_2Cu).

3.1.2 Исследование макрошлифа сварного соединения, полученного при скорости вращения инструмента 800 об/мин

При минимальной частоте вращения СИ (800 об/мин) количество ежесекундно выделяемой теплоты невысоко, что приводит к недостаточному прогреву деталей и возникновению поверхностных туннельных дефектов сварного шва (рис. 3.4а). Пунктирными линиями обозначены границы характерных зон СС.

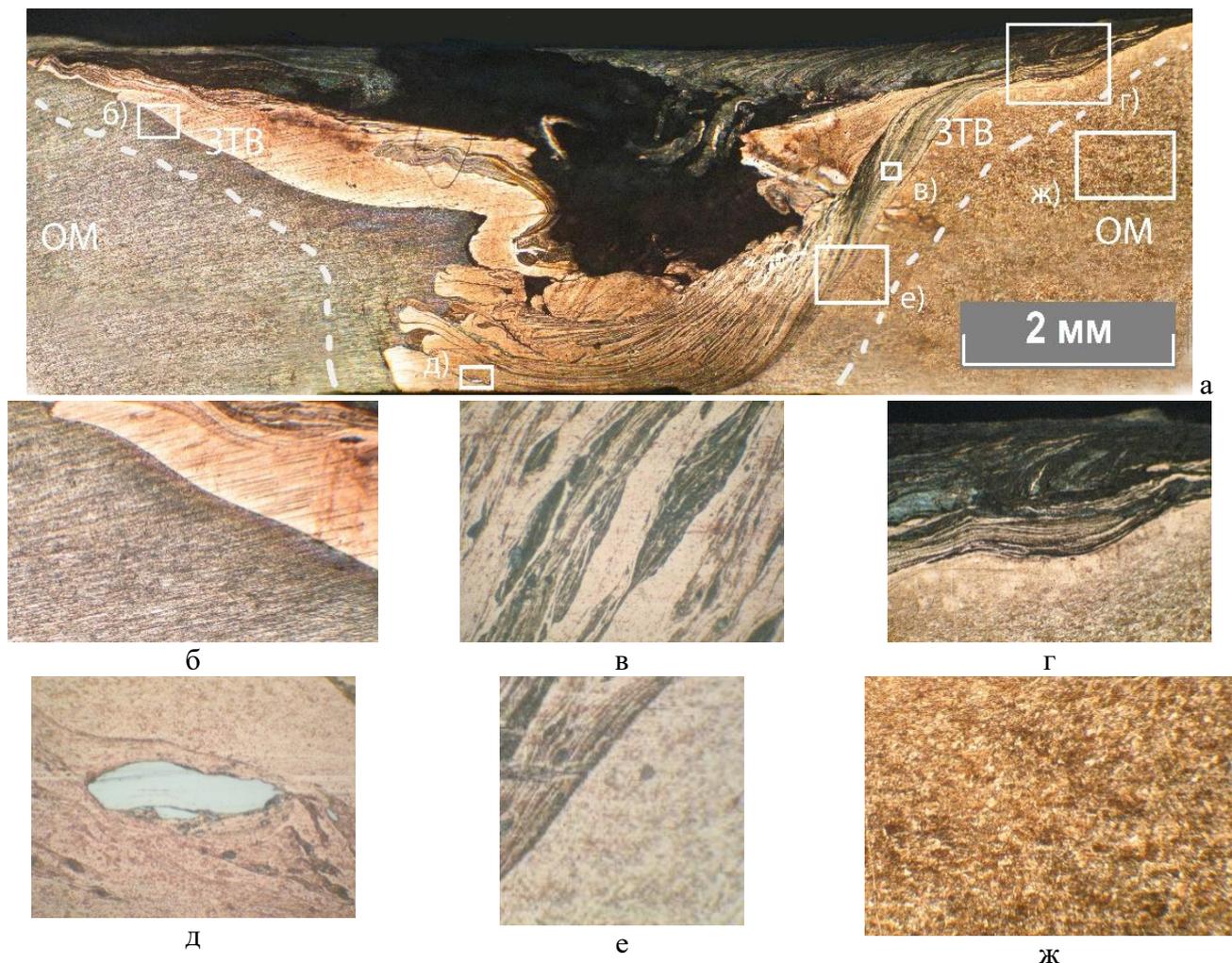


Рисунок 3.4 – Макроструктура темплета (а) и микроструктура участков СС алюминия и меди, полученного по *режиму 2* (800 об/мин, 25 мм/мин, 3°, на медь 1 мм): б – верхняя часть ЗТДВ под заплечиком со стороны алюминия ($\times 50$); в – слой алюминия и меди ЗТДВ со стороны меди ($\times 1000$); г – участок верхней части ЗТДВ со стороны меди ($\times 50$); д – ламели алюминия в меди, донная часть ЯСШ со стороны алюминия ($\times 1000$); е – нижняя часть ЗТДВ со стороны меди ($\times 200$); ж – участок рекристаллизованных зерен со стороны меди ($\times 1000$)

В разнородных соединениях, полученных СТП, различаются три характерные зоны: 1) ядро (рис. 3.4в), где происходит интенсивная деформация металла; 2) зона термдеформационного воздействия (рис. 3.4г, е), в которой материал испытывает меньшую деформацию при более низких температурах; 3) зона термического влияния (рис. 3.4б, ж, д), в которой изменение структуры происходит только за счёт температуры [131]. В ядре шва образовался туннельный дефект, выходящий на поверхность сварного соединения (рис. 3.4а). Образование дефекта вызвано недостаточным прогревом свариваемого материала. Анализ структуры соединений показывает, что у алюминия и меди структура в ЗТВ практически не отличается от основного металла. Результаты исследования СЭМ и распределение химических элементов в шве показаны на рисунке 3.5 и в таблице 3.1.

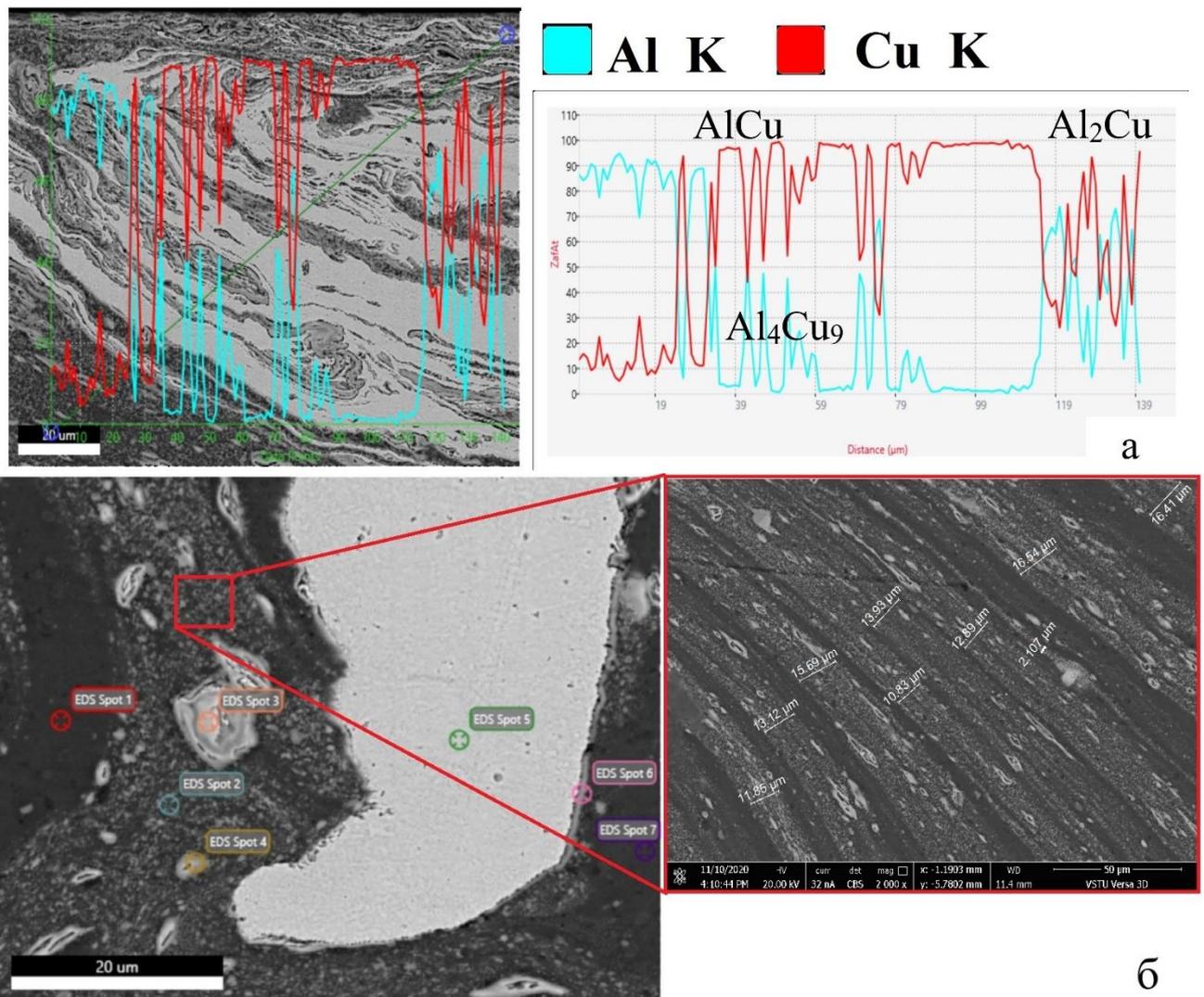


Рисунок 3.5 – Структура и химсостав участков шва по *режиму 2* (800 об/мин, 25 мм/мин, 3°, на медь 1 мм): а – ЗТВ со стороны меди; б – ЗТВ со стороны меди

Изучение микроструктуры образца с помощью энергодисперсионного анализа (EDS) показало, что структура ЗТДВ со стороны АД1 состоит из слоев меди и алюминия и ИМФ, направленных от ядра к зоне действия заплечика инструмента (рис. 3.5а, табл. 3.1). Изгиб сформировавшихся полос обусловлен пластическим течением материала в процессе СТП. На краю ЯСШ со стороны алюминия наблюдаются вытянутые вдоль полос в направлении вращения СИ фрагменты меди шириной от 12 до 20 мкм (рис. 3.5б).

Таблица 3.1 – Установленный химический состав в точках (рис. 3.5б)

Точка	Element	Weight, %	Atomic, %	Net Int.	Error, %
Spot 1	ALK	98.92	99.54	92925.66	1.27
	CuK	1.08	0.46	159.46	19.01
Spot 3	ALK	15.68	30.16	5304.17	8.54
	CuK	84.32	69.54	13434.76	1.92
Spot 4	ALK	46.23	66.94	19789.97	6.97
	CuK	53.77	33.06	7613.99	2.11
Spot 5	ALK	1.67	3.85	530.14	12.45
	CuK	98.33	96.15	16508.55	1.87
Spot 6	ALK	57.26	75.93	25842.48	6.29
	CuK	42.74	24.07	5539.49	2.27

Полученный химический состав точек сварного шва показывает наличие полос алюминия (spot 1) черного окраса и крупных светлых фрагментов меди (spot 3 и 5), а также интерметаллидов (spot 4 и 6).

3.1.3 Исследование структуры сварного шва, полученного при скорости вращения инструмента 1000 об/мин

Сравнение рисунков 3.1 и 3.6а показывает, что при увеличении скорости вращения СИ до 1000 об/мин происходит перегрев металла в области шва, что ведет к выдавливанию пластифицированного материала и образованию гратов. Из-за недостатка металла вследствие его выталкивания в грат создаются условия для возникновения туннельного дефекта, который приводит к утончению шва и снижению прочности разнородных СС.

Для потока материала характерно турбулентное течение (рис. 3.6). Деформация пластифицированного металла продольным перемещением СИ изменяет движение элементарных объемов металлов и инициирует возникновение турбулентности в виде разнонаправленных завихрений (рис. 3.6б).

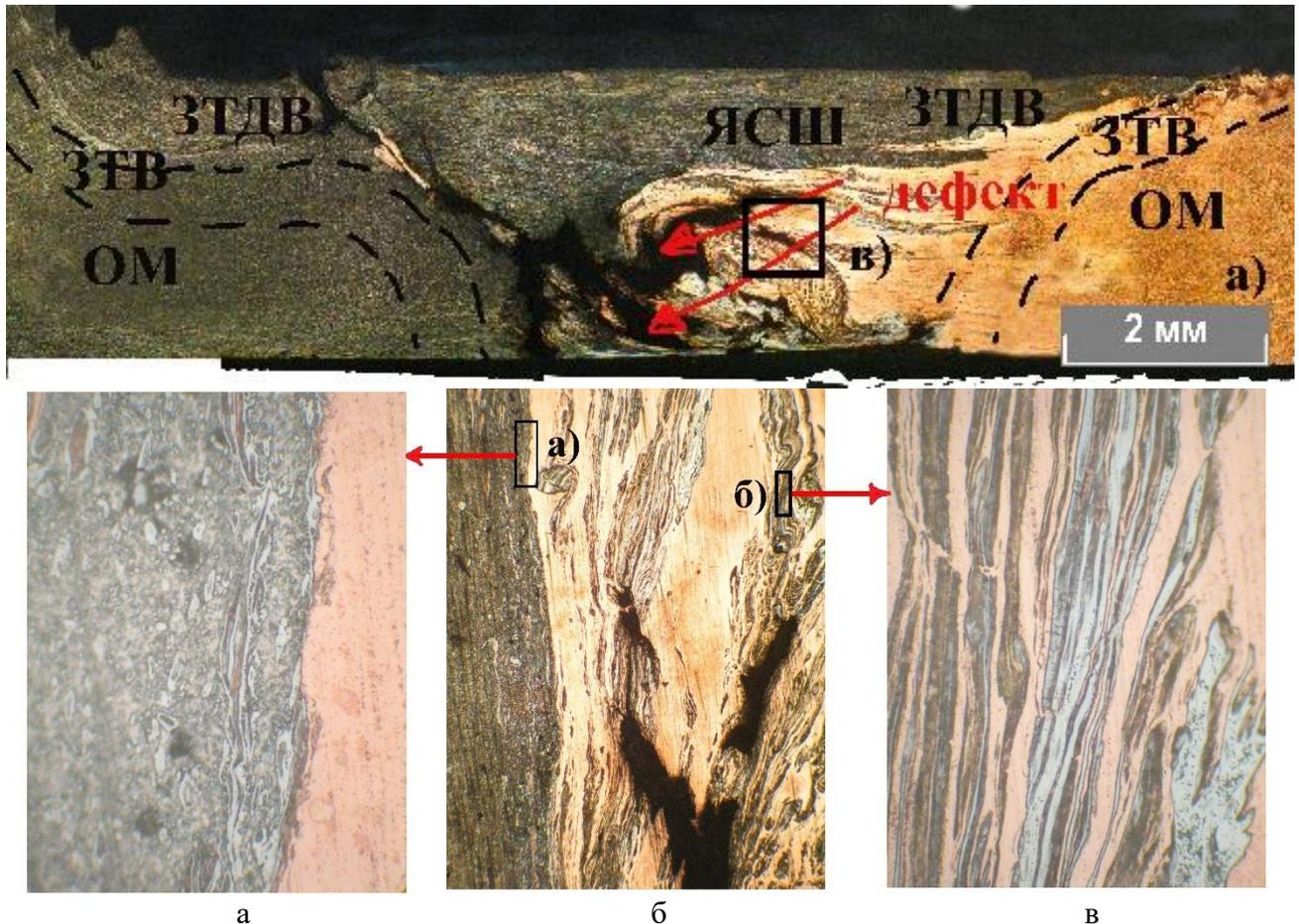


Рисунок 3.6 – Макрошлиф сварного соединения (а), полученного по режиму 3 (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь), и участки сварного шва алюминия и меди: б – примыкание ЗТДВ и ЗТВ ($\times 1000$); в – участок донной части ЯСШ ($\times 50$), граница с медью ($\times 1000$)

В корне шва сочетается непровар и перемешивание крупных фрагментов алюминия и меди с интерметаллидными прослойками (рис. 3.6в). На макрошлифе хорошо заметен поток медных прослоек, направленных в сторону алюминия в ЗТДВ, где высокие значения температуры облегчают процесс миграции ламельных потоков сверхпластичных разнородных металлов за счет механического воздействия движущегося СИ (рис. 3.6б, г) [139].

На рисунке 3.7 представлены микроструктуры и распределение концентраций элементов в сварном соединении при скорости сварки 1000 об/мин.

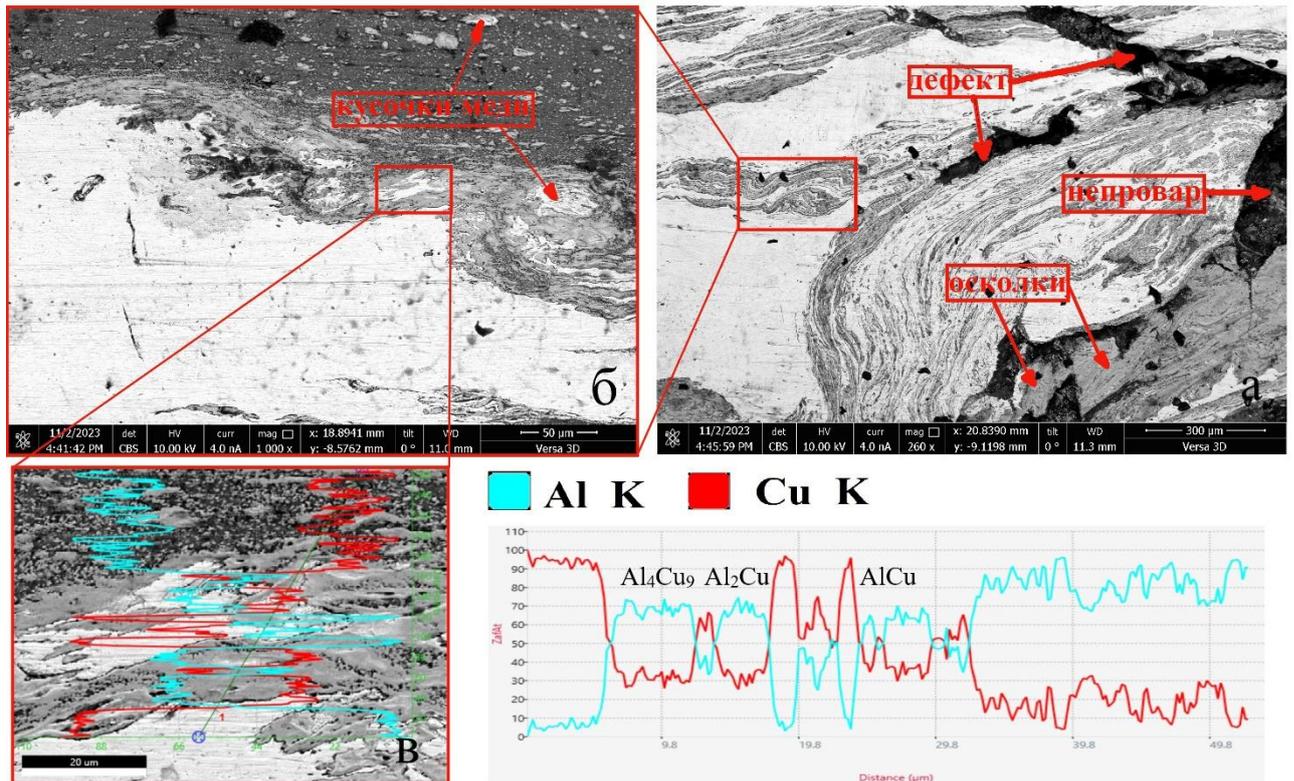


Рисунок 3.7 – Структура ЯСШ со стороны меди (а) и участок ЗТДВ (б) (режим 3), изменение содержания меди и алюминия вдоль линии сканирования (в)

Методом энергодисперсионного анализа выявлено формирование в процессе СТП разнородного соединения слоев ИМФ и крупных фрагментов меди размером до 20 мкм со стороны меди в ЗТДВ и ЯСШ (рис. 3.7б, в). Эти прослойки направлены от центральной части ядра к ЗТДВ на медном образце. На рисунке 3.7а, в нижнем правом углу, наблюдаются фрагменты алюминия и дефекты (непровар, пустоты) в нижней части ЯСШ и ЗТДВ со стороны меди.

На рисунке 3.8 видны две трещины, которые возникли из-за значительных термических напряжений, причиной которых являются высокие температуры в ЗТДВ и быстрое охлаждение меди.

Границы раздела свариваемых материалов и диспергированных фрагментов (рис. 3.8) были обнаружены в области, примыкающей к краям ЯСШ и ЗТДВ. Выделенный фрагмент структуры, кроме пластинчатых ИМФ, содержит эллипсоподобные выделения интерметаллида, которые приобрели округлые очертания благодаря диспергированию. Измерение значений температуры в ЯСШ и ЗТДВ (рис. 3.8) показало, что данной генерация теплоты достаточно для роста толщин ИМФ от 1,2 до 8,4 мкм.

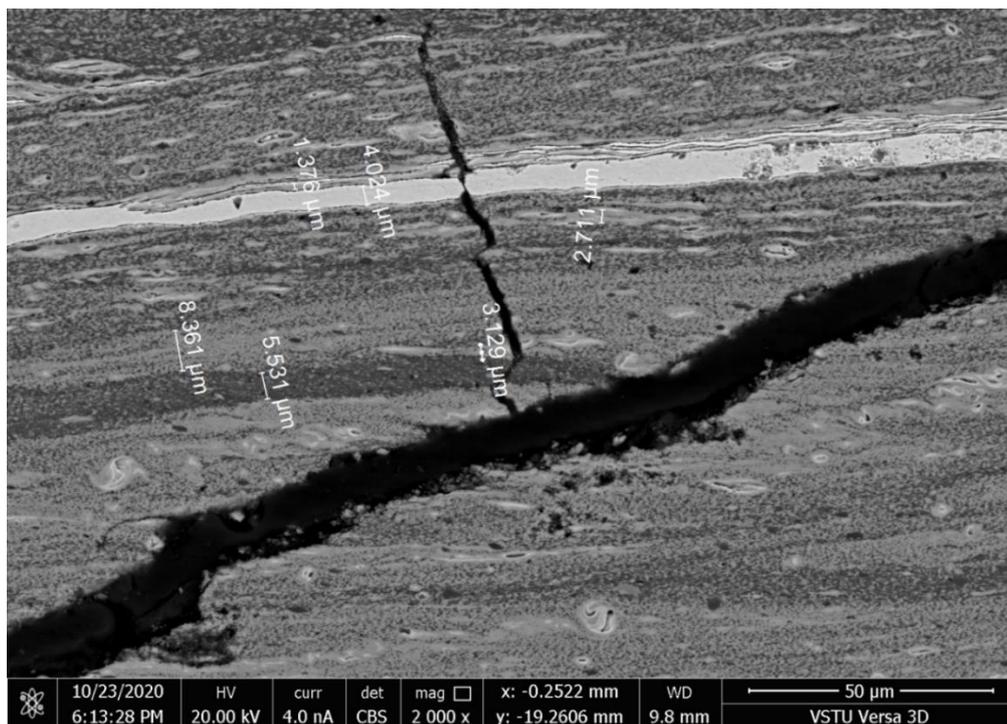


Рисунок 3.8 – Участок ЯСШ с трещиной в сварном шве, полученном при *режиме 3*

Определение фазового состава сварного шва «алюминий – медь» проводили на рентгеновском дифрактометре “Bruker D8 Advance Eco” с вертикальным гонио-метром. На первом этапе производили оценку фазового состава в пределах сварного шва. Для этого в образце, представленном на рисунке 3.2 (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение на медь 1 мм), осуществляли исследование фазового состава в разных точках (в середине шва, ближе к алюминиевому слою и ближе к слою меди) с использованием коллиматора с размером щели 0,3 мм (рис. 3.9).

Результаты качественного фазового состава в этих точка идентичны – обнаружены рефлексы меди, алюминия и двух интерметаллидов: Al_2Cu и Al_4Cu_9 (рис. 3.9 и 3.10). Анализ интенсивности рефлексов фаз на дифрактограммах для разных зон сварного шва свидетельствует о некотором изменении количественного соотношения фаз (рис. 3.12) в разных участках СС. Погрешность измерения количественного соотношения составила 1 %.

Результаты изучения элементного состава показывают, что в ЗТДВ со стороны алюминия имеются линии интенсивности М1 и АД1, а также интерметаллидов и компонентов от сварочного инструмент (рис. 3.10).

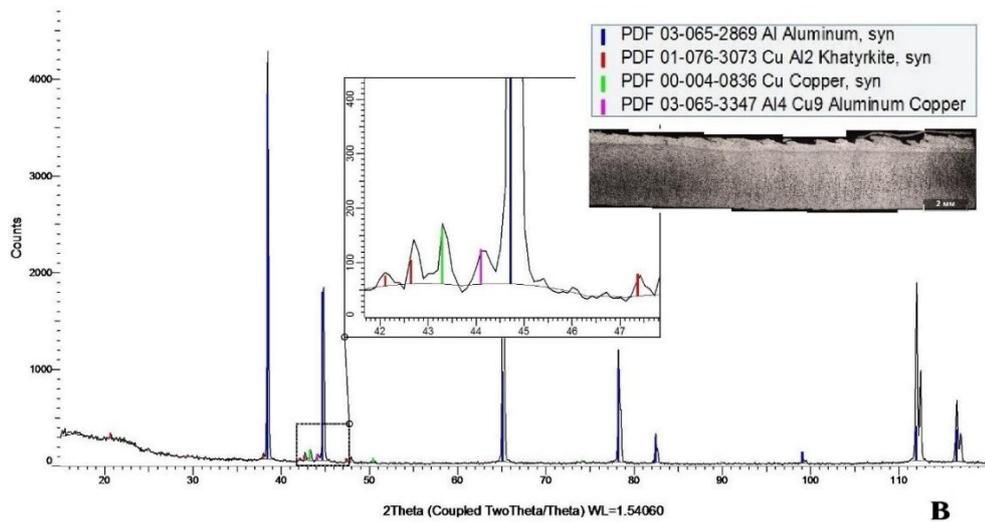
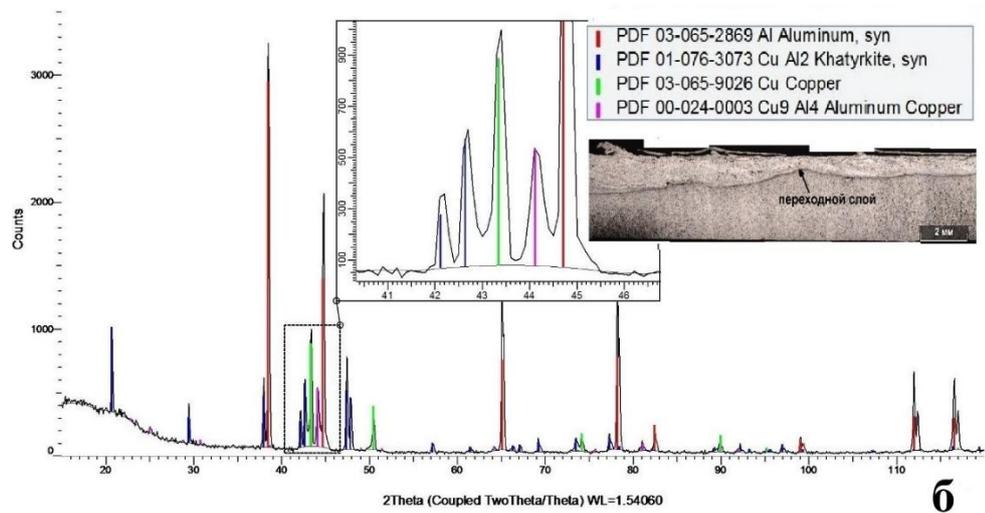
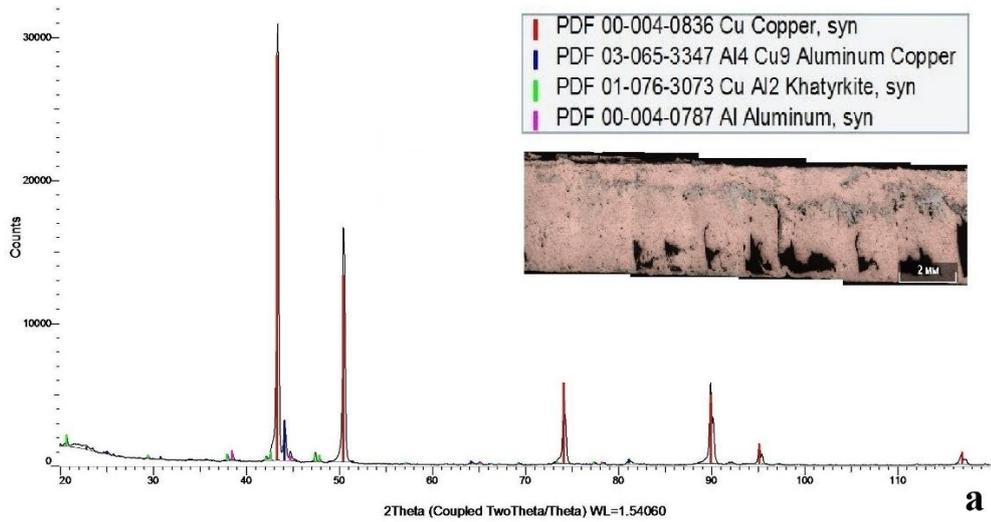


Рисунок 3.9 – Рентгеновские дифрактограммы сварного соединения «алюминий – медь», полученного при *режиме 1* СТП: а – со стороны меди; б – середина сварного шва; в – со стороны алюминия

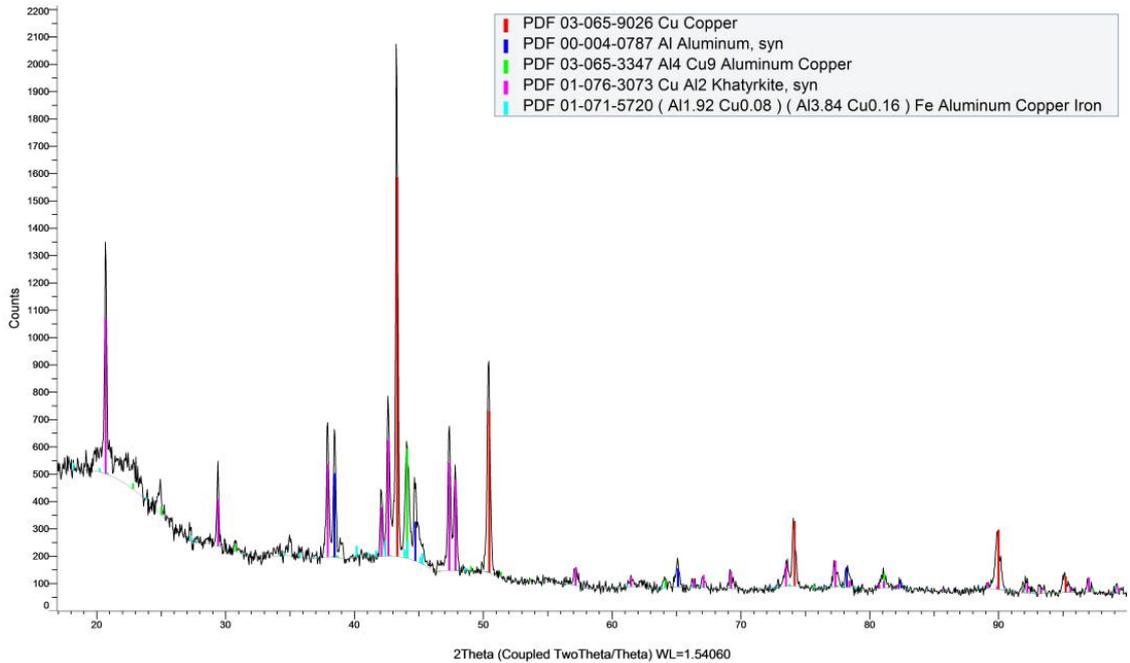


Рисунок 3.10 – Дифрактограмма в точке шва со стороны алюминия, полученных по *режиму 2* (800 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

На рисунке 3.11 представлены дифрактограммы точек сварного шва алюминия и меди, полученного по *режиму 3* (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) СТП. Количественный состав ядра и ЗТДВ со стороны меди и алюминия меняется в зависимости от точки измерения, что позволяет предположить сильное влияние условий перемешивания при сварке.

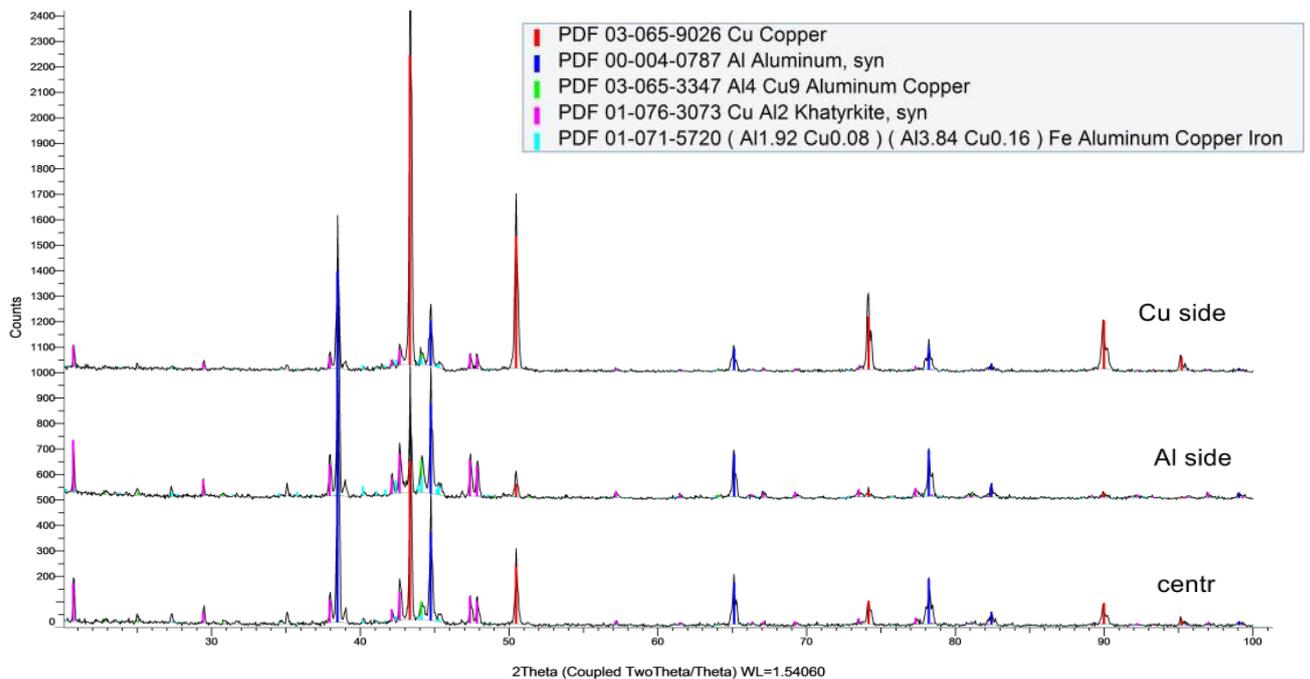


Рисунок 3.11 – Дифрактограммы в разных точках сварного шва, полученных по *режиму 3* (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

Качественный фазовый состав (рис. 3.10–3.11) в этих точка идентичен: обнаружены рефлексы чистой меди, алюминия, интерметаллидов Al_2Cu , Al_4Cu_9 и тройного соединения $(Al_{1,92}Cu_{0,08})(Al_{3,84}Cu_{0,16})Fe$. Образование соединения, содержащего железо, связано с возможным диффузионным взаимодействием стального пина с деформируемыми металлами. Анализ интенсивности линий соответствующих фаз на дифрактограммах, полученных в разных точках сварного шва, свидетельствует о варьировании их количественного соотношения (рис. 3.9).

С увеличением скорости вращения до 1000 об/мин (рис. 3.12) происходит рост интенсивности интерметаллида Al_2Cu на 10 % в центре шва и со стороны меди по сравнению при *режиме 1*. Это вызвано высокими температурами шва и достаточной генерации тепла для роста интерметаллидных фаз.

Максимальное содержание хрупких прослоек интерметаллидных фаз, чередующихся с пластичными в слоистой структуре, характерно для зоны со стороны алюминия, по объему они не превышали 12,5 об.% (рис 3.12а). Большая концентрация ИМФ была в центральной части ядра и составляла 19,3 об.%. Наличие пластичных прослоек сдерживает дальнейшее развитие микротрещин, сформировавшихся в интерметаллидных прослойках.

С уменьшением частоты вращения до 800 об/мин происходит снижение концентрации интерметаллидных фаз на 6 и 13 % (рис. 3.12б) со стороны алюминия и меди в ЗТДВ по сравнению при 900 об/мин (*режим 1*). Исследование фазового состава шва при СТП АД1 и М1 по *режиму 3* показало, что со стороны алюминия образуется больше ИМФ (объемное содержание 29 об.%) (рис. 3.12в). Для центральной части шва и со стороны меди содержание интерметаллидов составляло 23,9 и 19,2 об.%.

Образование ИМФ зависит от температуры в зоне сварного шва. Значения пиковых температур в ЯСШ и ЗТДВ регулируются величинами аксиального усилия и генерируемой тепловой мощности, создаваемых сварочным инструментом.

На рисунке 3.13 представлена зависимость вертикальной составляющей усилия F_z от времени при скорости сварки 25 мм/мин по оси x .

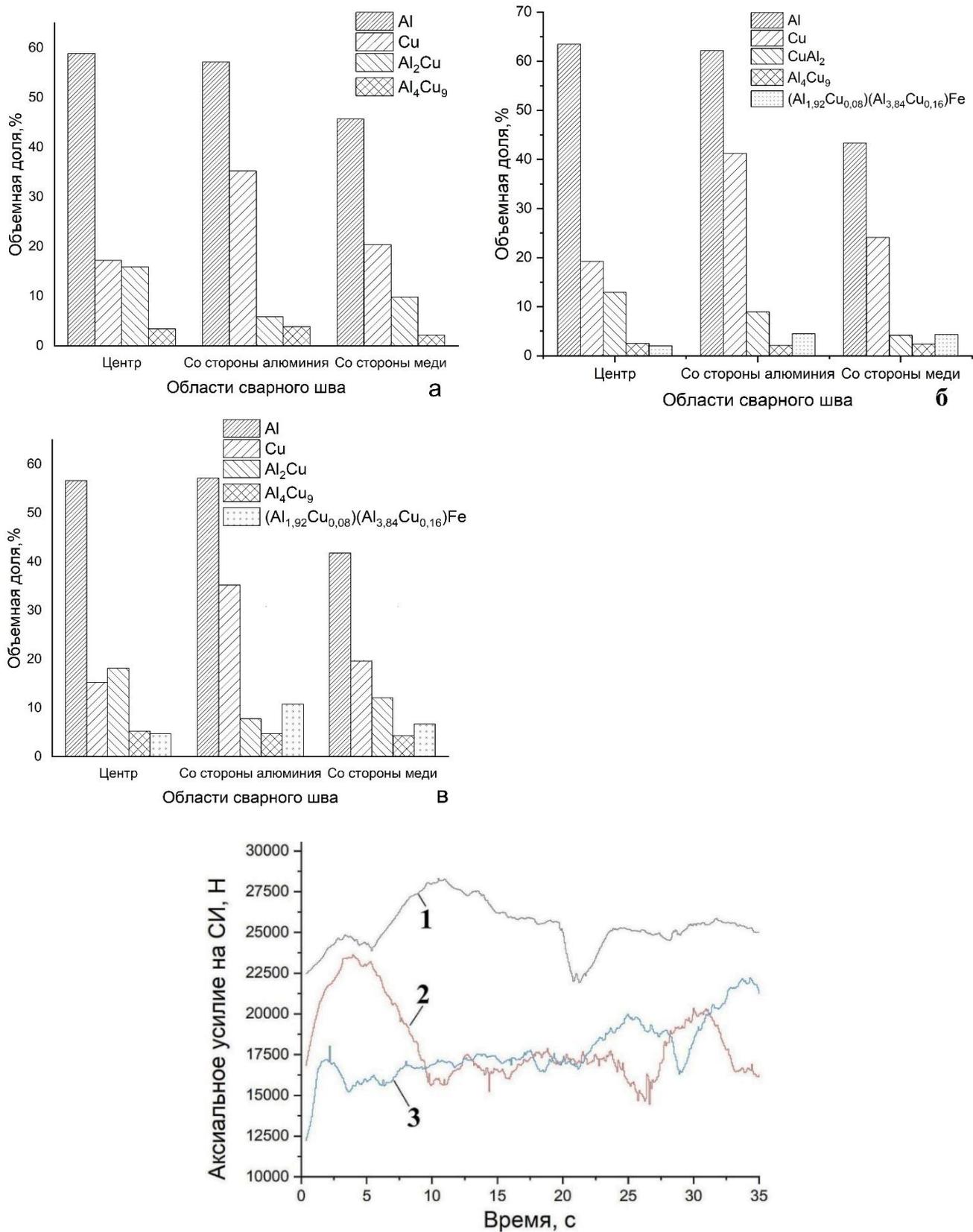


Рисунок 3.13 – Зависимость вертикальной составляющей усилия при скорости сварки 25 мм/мин и угле наклона 3° от частоты вращения СИ: 1 – 800 об/мин; 2 – 900 об/мин; 3 – 1000 об/мин

Проведенные исследования показали повторяющуюся тенденцию изменения зависимости F_z от времени (рис. 3.13) при изменении частоты вращения СИ. Величина прикладываемого усилия достигала максимального значения при погружении инструмента в заготовку, когда заплечик достигал заданной глубины. На стадии поступательного движения вдоль оси x значение силы уменьшалось на 20–35 %. На кривых зависимости усилия от стадии процесса можно выделить два наблюдаемого пика. Первый скачок возникает во время проникновения пина в поверхность заготовки (первая стадия). При вводе пина обнаружена некоторая нестабильность значений усилия. Затем выявляется наличие еще нескольких всплесков на кривой, которые следуют за первым. Нестабильность величины усилия связана с тем, что свариваемый металл еще не достиг температуры перехода в СПС. При трении поверхности пина по свариваемому образцу генерируется теплота, приводящая к нагреву и снижению пределов текучести свариваемых металлов. Это приводит к уменьшению вертикальной составляющей усилия F_z . При достижении заплечиком поверхности свариваемых металлов и дальнейшем погружении вертикальная составляющая усилия вновь увеличивается из-за роста площади контакта с деформируемым металлом, добавочной работы силы трения и большего количества металла, задействованного в процессе перемешивания. Значение аксиального усилия на второй стадии больше, чем первичный пик.

На стадии выдержки сила F_z уменьшается из-за снижения предела текучести свариваемого материала, вызванного фрикционным нагревом. В начале фазы сварки аксиальное усилие вновь начинает быстро расти. При выходе процесса СТП на стационарный режим вертикальное усилие достигает установившихся значений во время завершающей стадии.

При постоянной скорости подачи инструмента аксиальная сила увеличивается по мере уменьшения скорости вращения инструмента (рис. 3.13). Максимальное значение усилия, прикладываемого к инструменту, составляло 28,75 кН при частоте вращения $\omega = 800$ об/мин. Увеличение частоты вращения инструмента до 900 и 1000 об/мин приводило к уменьшению усилия на 15 и 40 % от максимальной аксиальной силы, возникающей при 800 об/мин, соответственно. Снижение вызвано более высокой пиковой температурой сварного шва с увеличением тепловложения

при росте скорости вращения инструмента, что приводит к снижению предела текучести материала под инструментом, тем самым уменьшая напряжение течения материала и F_z .

Более стабильные значения аксиальной силы наблюдались при частоте вращения $\omega = 900$ об/мин. Значительные колебания величины усилия F_z на стадии сварки, не характерные для стабильного процесса СТП, наблюдались при 800 и 1000 об/мин. Пики на графике нагрузки свидетельствуют о возможности формирования дефектов шва на поверхности шва алюминия и меди (рис. 3.13а, в).

Экспериментальные измерения выделяемой тепловой мощности показали снижение мощности при переходе свариваемого материала в СПС, сопровождающееся ламинарным течением металла на *кривой 2* (рис. 3.14). При вводе инструмента в свариваемые образцы происходит резкое увеличение генерируемой мощности, так как у холодного материала высок предел текучести (рис. 3.14).

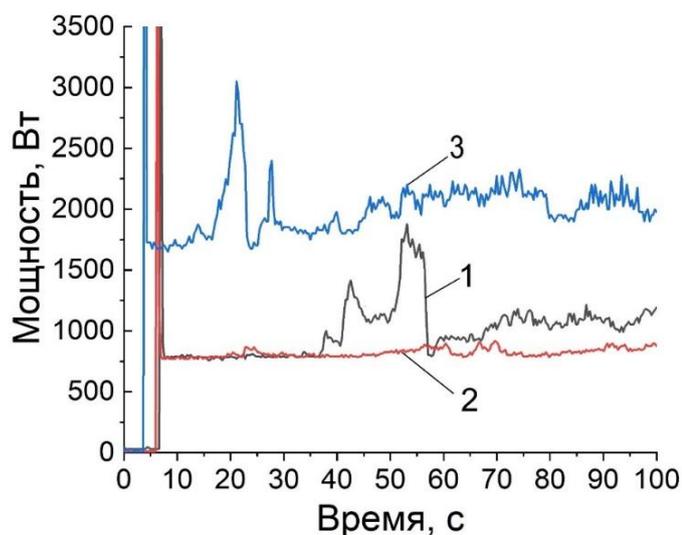


Рисунок 3.14 – Зависимость генерируемой мощности при скорости сварки СИ 25 мм/мин и углом наклона 3° : 1 – 800 об/мин; 2 – 900 об/мин; 3 – 1000 об/мин

Изменение потребляемой инструментом мощности при 900 об/мин представлено *кривой 2* (рис. 3.14). Погонная тепловая энергия, генерируемая СИ при скорости сварки 25 мм/мин, была достаточна для стабильного перевода материалов в СПС, что подтверждается отсутствием значительных колебаний мощности во времени. В установившемся режиме при скорости вращения 800 об/мин (*кривая 1*) на графике потребляемой двигателем установки мощности среднее значение составило 650 Вт с кратковременным снижением мощности на 10–35 % (рис. 3.14). Это доказывает, что свариваемые материалы не всегда успевают перейти в СПС и в этот

момент оказывают увеличенное сопротивление вращению и перемещению инструмента. Увеличение частоты вращения СИ до 1000 об/мин приводит к возрастанию генерируемой мощности заплечиком инструмента (кривая 3). Значения генерируемой тепловой мощности варьировались от 1700 до 3000 Вт, что на 52 % выше, чем при скорости вращения 800 об/мин, и 31 % – 900 об/мин.

На рисунке 3.15 показаны термоциклы процесса СТП при следующих параметрах СТП при *режиме 1* (900 об/мин, 25 мм/мин, 3° , на медь 1 мм).

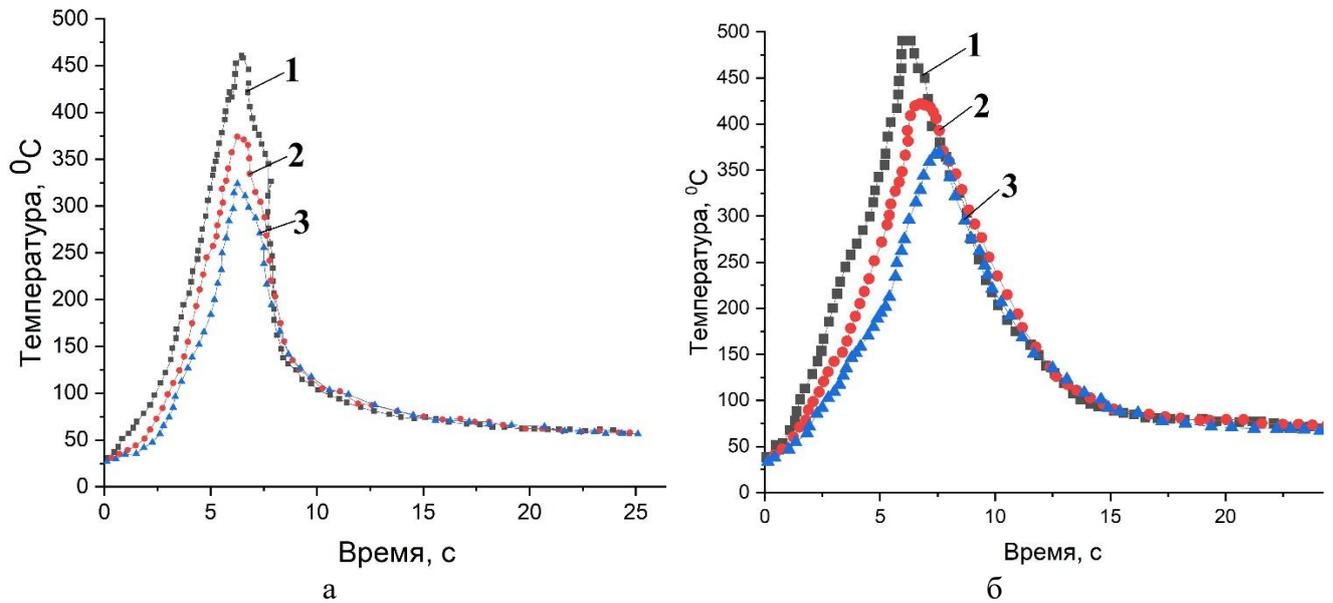


Рисунок 3.15 – Температурные циклы при частоте вращения СИ 900 об/мин, скорости сварки 25 мм/мин и угле наклона 3° со стороны алюминия (а) и стороны меди (б) на расстоянии 3 мм (1), 4,1 мм (2), 7 мм (3) от оси пина

Высокие значения скоростей нагрева и свободного охлаждения шва со стороны меди (60–155 °C/c и 25–50 °C/c соответственно) определяют кратковременное (от 5 до 15 с) пребывание металла в диапазоне температур, при которых возможно образование интерметаллидных фаз. Значения максимальной температуры со стороны меди составили 500 °C, а со стороны алюминия – 475 °C. Полученные экспериментальные максимальные значения температуры достаточны для образования и роста ИМФ 1–3 мкм в ЯСШ и ЗТДВ (рис. 3.3а). Пиковые значения термоциклов в зонах на расстоянии 7 мм со стороны меди и алюминия были 485 и 325 °C, что соответствовало значениям температуры в ЗТВ. Это свидетельствует о возможности рекристаллизационных процессов в зоне термического влияния (рис. 3.2б, е).

Измерение температуры в *режиме 2* (рис. 3.16) СТП показало, что на расстоянии 3–7 мм от зоны соединения максимальная достигаемая температура в алюминии 350 °С и на медной пластине 389 °С. Свариваемые материалы не достигают температуры перехода в пластического или СПС, что приводит к вырыванию инструментом кусочков меди (рис. 3.5а, б). Максимальные температуры T_{max} , достигаемые при увеличении расстояния от оси СИ от 4,1 до 7,0 мм, уменьшились на 5 и 10 % в медном образце (рис. 3.16б) и упали на 2 и 17 % в алюминии (рис. 3.16а) по сравнению с температурой у пина.

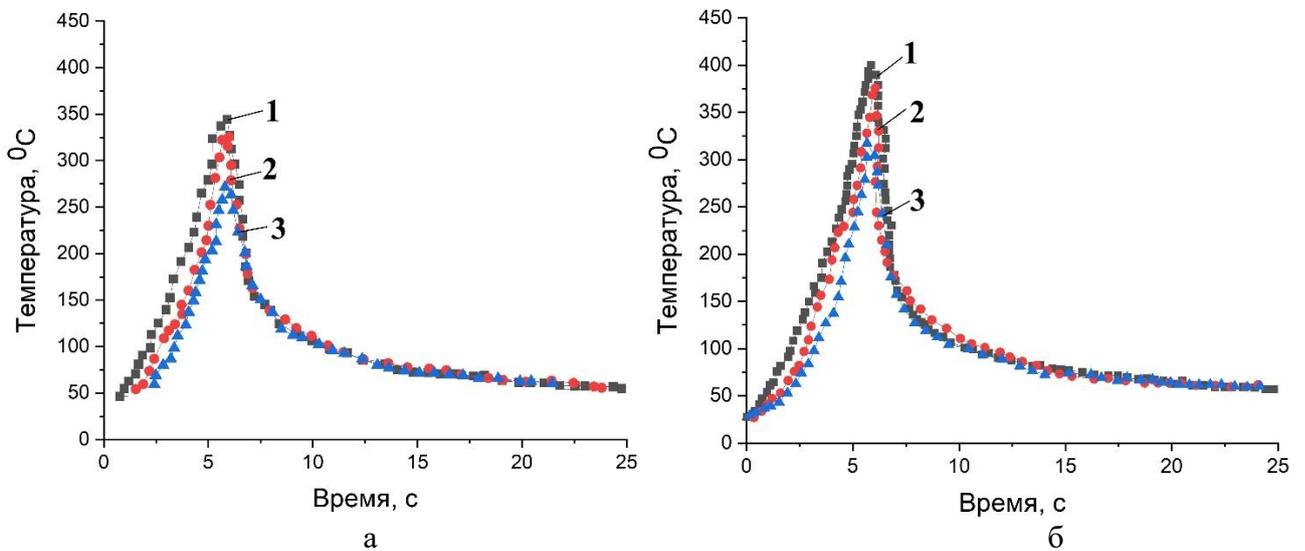


Рисунок 3.16 – Зависимость температуры от времени при СТП (800 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) со стороны алюминия (а) и меди (б) на расстоянии 3 мм (1), 4,1 мм (2) и 7 мм (3)

Возрастание частоты вращения инструмента до 1000 об/мин приводит к увеличению температуры в сварном шве по сравнению с режимами 1 и 2, что влияет на рост ИМС (рис. 3.17).

Максимальное экспериментальное значение температуры со стороны меди составило 570 °С вблизи пина инструмента, а в точке 3 вблизи ЗТВ – 475 °С (рис. 3.17б). Пиковые значения измеренных температурных циклов со стороны меди при 1000 об/мин превышали температуры на алюминии вблизи пина на 15 % и на расстоянии 7 мм в точке 3 на 9 % (рис. 3.17а, б). Процесс нагрева происходил при высоких скоростях (50–145 °С/с), а процесс отдачи тепла во внешнюю среду – с меньшей скоростью (25–80 °С/с). ЯСШ и ЗТДВ длительное время находились выше интервала температур образования интерметаллидных фаз, что привело к образованию интерметаллидных фаз и росту их толщины (3–9 мкм) (рис. 3.8).

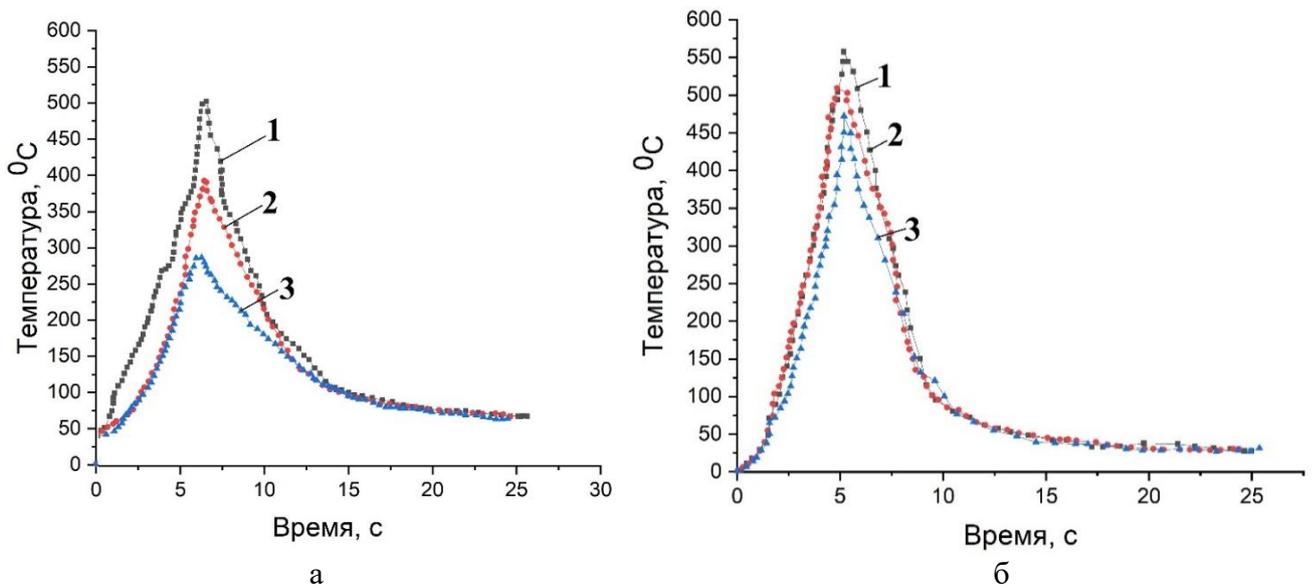


Рисунок 3.17 – Температурные циклы при *режиме 3* (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) со стороны алюминия (а) и стороны меди (б) на расстоянии 3,0 мм (1), 4,1 мм (2) и 7 мм (3) от оси пина со стороны меди

На рисунке 3.18 представлен макрошлиф темплета и визуализация распределения температуры по сечению сварного шва при СТП по *режиму 1*, полученная при моделировании.

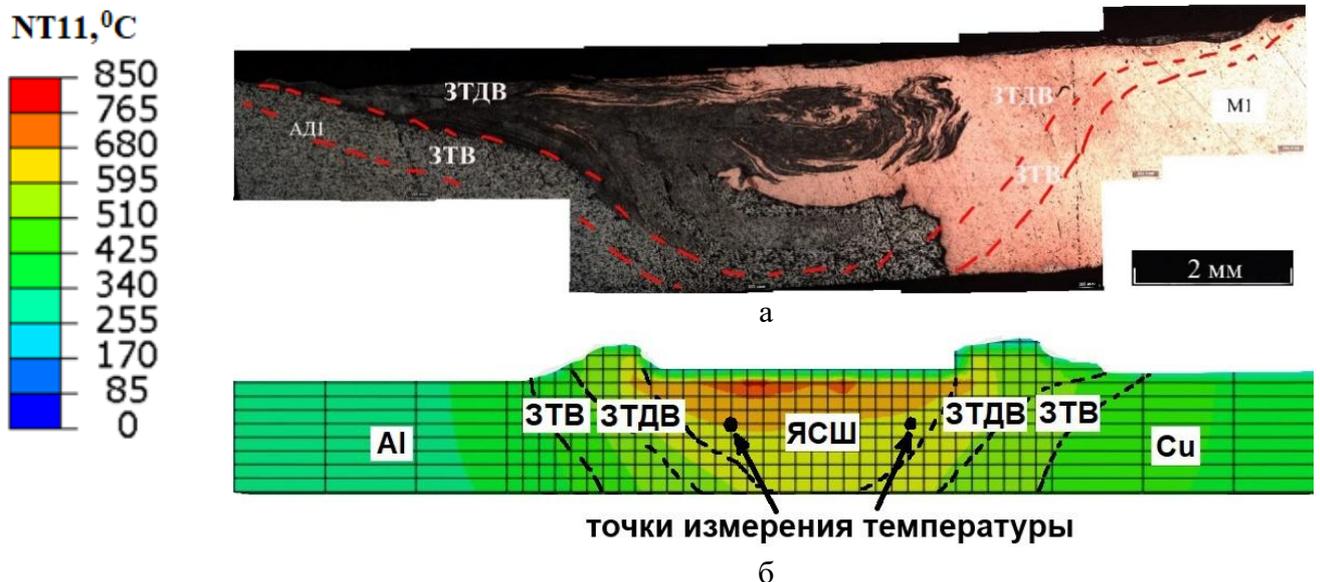


Рисунок 3.18 – Макрошлиф (а) и визуализация полученного при моделировании распределения температуры (б) по сечению сварного шва при СТП по *режиму 1* (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, на медь 1 мм) [131]

Спрогнозированное распределение узловой температуры (NT11) в шве (рис. 3.18б) соответствует макроструктуре темплета бездефектного соединения алюминия и меди, полученного в ходе лабораторного эксперимента (рис. 3.18а).

Смоделированное распределение температуры в сварном шве при *режиме 2* представлено на рисунке 3.19.



Рис. 3.19 – Визуализация полученного при моделировании распределения температуры в зоне сварного шва при *режиме 2* (800 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) [131]

Вдоль направления сварки расположен внешний туннельный дефект, существование которого объясняется тем, что максимальные температуры от 391 до 423 °С в ЯСШ и ЗТДВ (рис. 3.19) недостаточны для достижения состояния сверхпластичности меди, а избыточный свариваемый металл выдавливается в виде грата (рис. 3.4а). Размер туннельного дефекта на макрошлифе (рис. 3.4а) на 25 % больше, чем полученный в результате моделирования (рис. 3.19).

При моделировании дефектов шва и верификации на основе результатов эксперимента (рис. 3.6а) были получены картины распределения материала (доля пустоты в изучаемом объеме (Eulerian volume fraction (EVF)) и узловой температуры (NT11) (рис. 3.20а, б).

При 1000 об/мин максимальная температура, возникающая по сечению шва, составляла 824,7 °С (рис. 3.20б) со стороны меди у пина, что приводило к образованию пустоты в ЯСШ (рис. 3.20а), связанной с перегревом сварного шва. При визуализации красный цвет соответствует 100 % пустоты, а синий участок заполнен свариваемыми металлами. Компьютерная модель CEL позволила спрогнозировать размер туннеля в сварном шве (рис. 3.20а) при скорости вращения 1000 об/мин с погрешностью $\approx 18\%$ по сравнению с экспериментом.

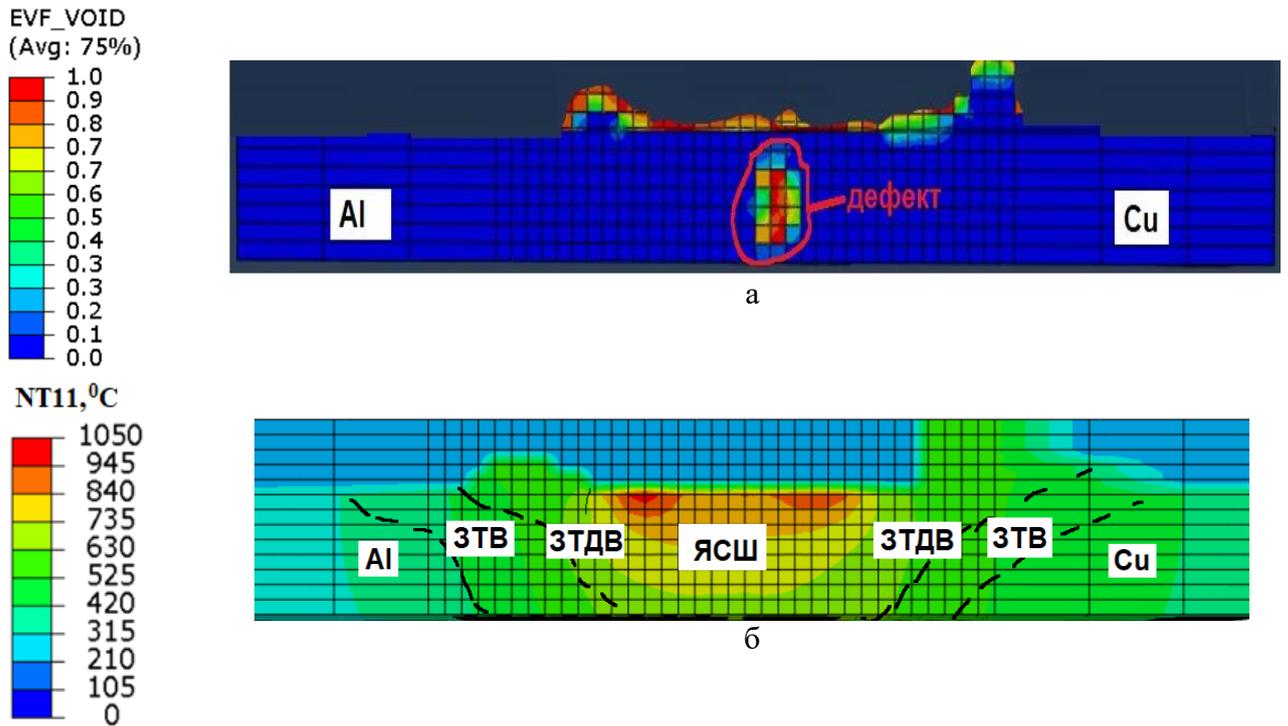


Рисунок 3.20 – Распределение объемной доли пустоты (а), и температуры (б) в сварном шве (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) [131]

Средние значения микротвердости алюминия и меди составили 50 и 160 НВ соответственно. Микротвердость зон шва при СТП зависит от размера зерен, образования интерметаллических соединений и дисперсных медных частиц. Согласно соотношению Холла – Петча, с укрупнением зерна в ЗТВ микротвердость уменьшается. При вращении инструмента в результате твердофазной диффузии между прослойками соединяемых материалов образуются и диспергируются хрупкие ИМФ в ЗТДВ. Профили распределения микротвердости по сечениям сварных образцов со скоростями вращения СИ от 800 до 1000 об/мин и скорости сварки 25 мм/мин показаны на рисунке 3.21.

Анализ распределения микротвердости показал, что степень разупрочнения металла в шве и на примыкающих к нему участках при СТП всегда меньше, чем в ЯСШ для *кривых 1 и 2*. Ширина зоны смешивания алюминия и меди превышает диаметр пина. При скорости вращения инструмента 800 и 900 об/мин максимальное значение микротвердости составляло 245 (*кривая 2*) и 170 НВ (*кривая 1*), что вызвано наличием крупных фрагментов меди, покрытых ИМФ (рис. 3.21).

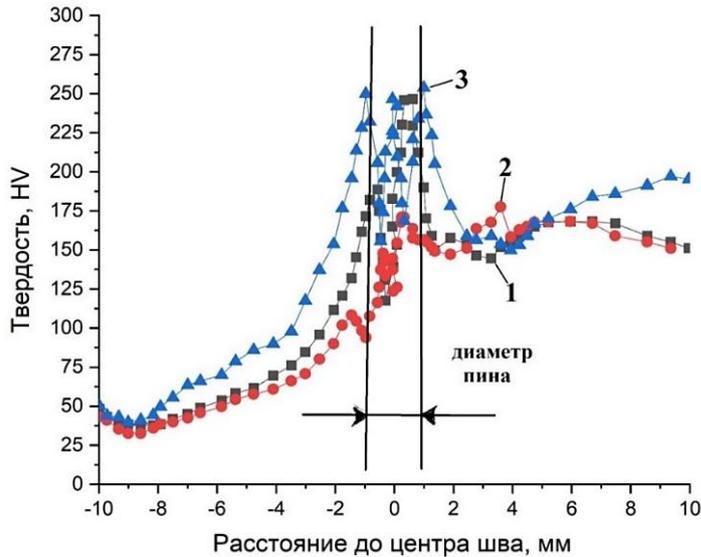


Рисунок 3.21 – Распределение микротвердости нормально к направлению сварного шва в образцах, полученных с различными скоростями вращения СИ (25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь): 1 – 800 об/мин (*режим 1*); 2 – 900 об/мин (*режим 2*); 3 – 1000 об/мин (*режим 3*)

Профиль распределения микротвердости на микрошлифе сварного соединения, полученного при СТП по *режиму 3*, изображен на рисунке 3.21. Твердость ЗТВ со стороны алюминия и со стороны меди ниже на 30 и 42 % соответственно, чем у основных металлов. Снижение твердости свариваемых металлов в ЗТВ вызвано укрупнением зерна и растворением упрочняющих выделений.

В сварном соединении наблюдается неоднородное распределение значений твердости в ЯСШ. Более высокое значение твердости в ядре по сравнению с основными металлами АД1 и М1 связано прежде всего с образованием очень мелких рекристаллизованных зерен и богатых медью дисперсных частиц. Резкое изменение значения твердости произошло вблизи границы раздела: значения на границе раздела сверху и снизу достигли 249 и 253 HV. В центре ЯСШ видно резкое увеличение твердости до 213 HV. Повышение твердости на границе раздела ЗТДВ и в центре ядра можно объяснить наличием субмикронных ИМФ, что хорошо согласуется с рисунком 3.6а.

Профиль распределения микротвердости на поперечном макрошлифе СС, полученном при скорости сварки 25 мм/мин, приведен на рисунке 3.22.

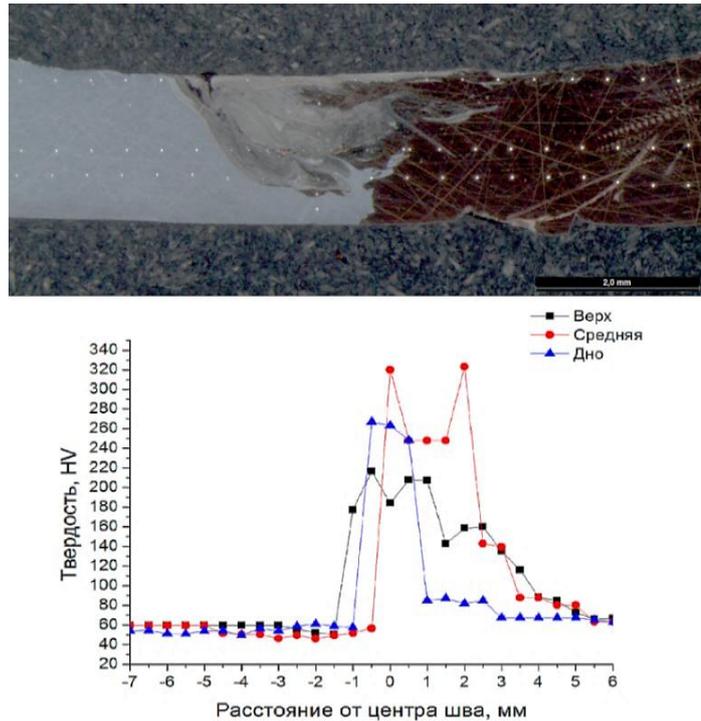


Рисунок 3.22 – Распределение микротвердости на поперечном темплете СС АД1 – М1, полученного по *режиму 1* (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

Значения твердости в ЗТВ со стороны алюминия ниже, чем у основного металла, что вызвано ростом зерен при собирательной рекристаллизации [135]. В ЗТДВ наблюдается увеличение микротвердости (до 340 HV), вероятно, из-за формирующихся в зоне контакта пина СИ с металлом ИМС. В ЯСШ наблюдается небольшой разброс величины микротвердости (260–320 HV), что коррелирует с фотографиями макро- и микроструктур (рис. 3.2а), образовавшихся в результате интенсивного перемешивания алюминия и меди, находящихся в СПС. Более высокие значения микротвердости в ЯСШ относительно основных металлов могут быть объяснены образованием мелких рекристаллизованных зерен алюминия, дисперсных фрагментов меди и ИМС Al_2Cu , и Al_4Cu_9 (рис. 3.22). В ЯСШ, граничащей с медью, величина микротвердости заметно выше, чем на границе с алюминием. Величины микротвердости на лицевой и корневой поверхности сварного соединения достигали 248 и 266 HV соответственно, что намного выше, чем у свариваемых металлов в исходном состоянии, но ниже микротвердости ИМС, средняя твердость которых лежит в диапазоне 500–580 HV [138].

Изменение значение генерируемой тепловой мощности от СИ напрямую влияет на механические свойства сварного соединения. С уменьшением частоты вра-

щения инструмента происходит снижение прочности на разрыв. Чем больше площадь образующихся дефектов, тем значительно уменьшаются площади поперечного сечения СС и снижаются значения временного сопротивления на растяжение. На рисунке 3.23 представлена зависимость временного сопротивления сварного соединения «алюминий + медь» от скорости вращения инструмента в трех образцах, вырезанных из одной пластины, при *режимах 1–3*.

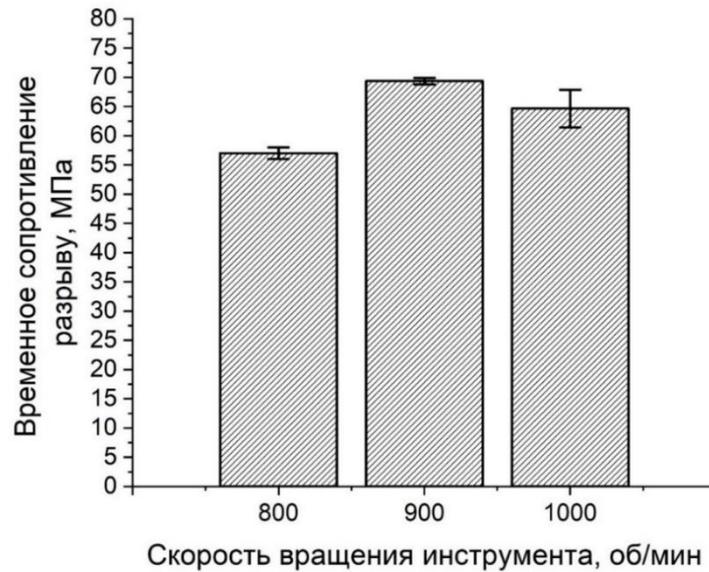


Рисунок 3.23 – Зависимость предела прочности на растяжение сварного соединения «алюминий + медь» от частоты вращения СИ при *режимах 1–3* (25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

В случае скорости вращения 800 об/мин значение прочности на разрыв не превышает 57 МПа. Максимальные значения временного сопротивления получены при скорости вращения 900 (70 МПа) и 1000 об/мин (65 МПа) (рис. 3.23). Падение значения механической прочности при 800 и 1000 об/мин вызвано формированием непроваров в верхней (рис. 3.4а) и донной СС (рис. 3.6а).

Для выполненных СТП сварных швов алюминия и меди относительное удлинение составляет всего 0,6–1,7 % (рис. 3.24а). Многочисленные хрупкие ИМС и пустоты могут быть основными причинами низкого удлинения.

На рисунке 3.24а мы можем видеть образец (*режим 1*), на котором разрыв образовался после механических испытаний на более пластичном материале (алюминий). Предел прочности образцов, сваренных при 800 об/мин, был ниже показана-

теля предела прочности алюминия – 70 МПа. Разрыв происходил по ЗТДВ со стороны АД1 (рис. 3.24б). Разрушение носило хрупкий характер, что вызвано слабым перемешиванием и образованием непровара в верхней части соединения.



Рисунок 3.24 – Фотографии сварных соединений после испытания на разрыв трех образцов, вырезанных из одной пластины сваренного СТП соединения АД1 и М1:
а – 900 об/мин; б – 800 об/мин; в – 1000 об/мин

Значения временного сопротивления разрыву СС «алюминий + медь», сваренного по *режиму 3*, находятся в интервале 65–68 МПа (рис. 3.21б). Разрыв происходил по донной части сварного соединения АД1 и М1 в районе первичного контакта исходных пластин (рис. 3.24в). Минимальные характеристики прочности и удлинения при *режиме 3* можно объяснить двумя факторами: во-первых, образованием большого количества ИМС, содержащих агломераты Al_2Cu и Al_4Cu_9 ; во-вторых, значительным ростом зерен основных металлов.

Многочисленные исследования в области теории формирования соединений из разнородных металлов и сплавов с ограниченной взаимной растворимостью [7, 52, 53, 62, 73, 74, 78, 154, 168] показали, что основным препятствием на пути создания качественных бездефектных швов является образование в зонах шва ИМФ. Тепловой источник является активатором образования ИМФ из-за реактивной диффузии, которая преимущественно протекает на участках сдвиговых деформации, характеризующихся повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки. При одновременном термическом и деформационном воздействии в местах контакта разнородных металлов возможно достижение критической объемной концентрации $C_{кр}$ ИМФ, что резко ухудшает качество шва [2].

Детальное исследование данных механических испытаний образцов и макрошлифов показывает, что если усредненные толщины интерметаллидных слоев не

превышают 1–3 мкм, а в металлах с повышенной пластичностью – 5–7 мкм, то они не оказывают отрицательного влияния на прочностные и пластические свойства разнородных соединений [74, 78].

3.2 Влияние скорости сварки на образование алюмомедного сварного соединения при СТП

Погонный подвод тепла от инструмента уменьшается с увеличением скорости сварки. Кроме того, аксиальная сила увеличивается с возрастанием скорости перемещения. Пину инструмента требуется достаточно большое количество энергии для деформации и сварки материалов. Погонный ввод энергии в свариваемые материалы минимален при максимальной скорости перемещения, следовательно, требуется более высокое аксиальное усилие, чтобы деформировать свариваемый металл под заплечиком и перемещать его.

3.2.1 Образование зон сварного шва при частоте вращения 1000 об/мин и изменении скорости сварки

В работе было исследовано влияние изменения скорости перемещения на формирование разнородного сварного соединения при увеличенных значениях генерируемой тепловой энергии при 1000 об/мин (рис. 3.25).

На макрошлифе СС в *режиме 8* (рис. 3.25а) со стороны алюминия и меди в зоне перемешивания отчетливо видны течение свариваемых металлов и образуемый бездефектный сварной шов. Внутри ядра и ЗТДВ возникло сложное микроструктурное течение (структура «луковичных колец») с множеством непрерывных полос алюминия и меди обтекаемой формы и интерметаллидных прослоек. Такой вид распределения алюминия и меди можно считать композитным [142]. В нижней части ЯСШ медь вытянута, что свидетельствует о интенсивной пластической деформации во время СТП. В сварном шве отсутствуют поры и другие дефекты, что свидетельствует о хорошей заполняемости размягченным материалом.

Образование пустот и туннелей происходит из-за недостаточной температуры ЯСШ при большой скорости сварки (63 мм/мин), что препятствует правильному перемешиванию свариваемых материалов (рис. 3.25б).

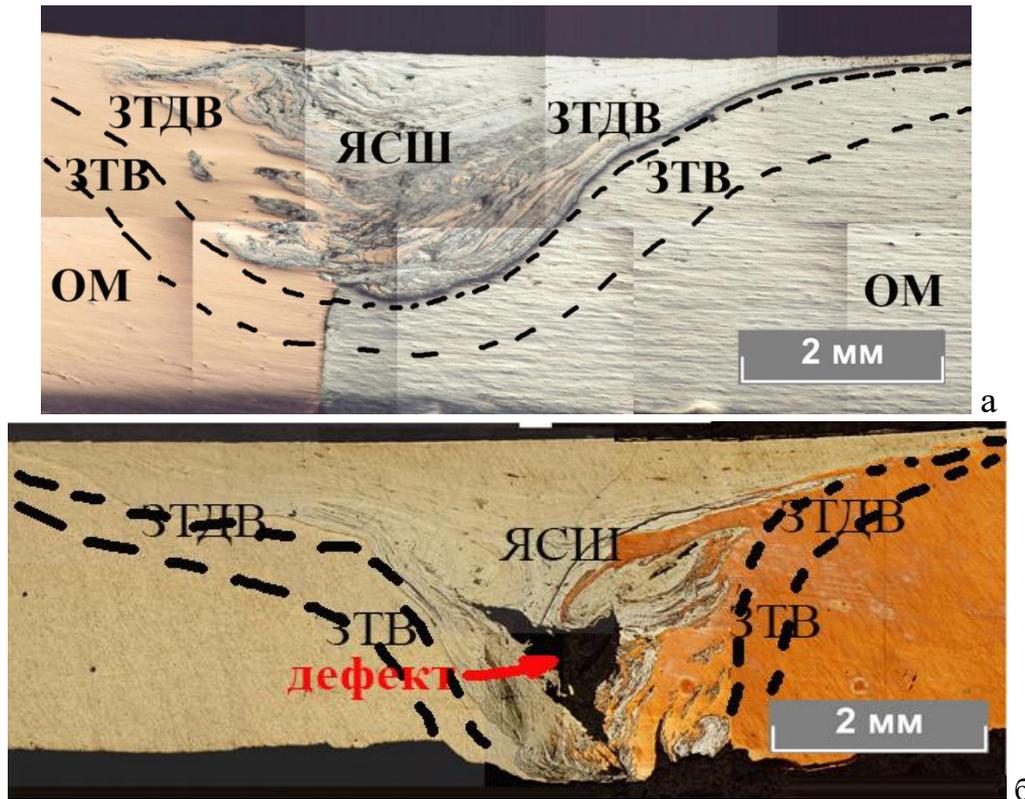


Рисунок 3.25 – Макрошлифы сварных швов (1000 об/мин, 3° , смещение 1 мм на медь):
 а – 41 мм/мин (*режим 8*); б – 63 мм/мин (*режим 9*)

При линейной скорости перемещения СИ 41 мм/мин в ЯСШ возникают ламинарные потоки свариваемых материалов (рис. 3.25а). Происходит заполнение алюминием ЗТДВ и ядра со стороны меди. Данное распределение свариваемых материалов в шве (*режим 8*) представлено на рисунке 3.26.

Изучение участка ЯСШ со стороны алюминия на шве, полученном при СТП в *режиме 8* (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3° , смещение 1 мм на медь), можно наблюдать композиционную структуру из слоев основных металлов и ИМС (рис. 3.26). Слои алюминия и меди, интерметаллидные прослойки переплетаются между собой, образуя структуру в виде «проникающих пальцев». Такое взаимное расположение слоев в ЯСШ и ЗТДВ увеличивает прочностные свойства разнородного соединения. При скорости сварки 41 мм/мин количество вводимой тепловой энергии в избытке, что приводит к росту толщины ИМС от 5 до 8 мкм.

При длительном термомодеформационном воздействии СИ на кромках и в местах статического застоя микропотоков разнородных металлов возникают прослойки интерметаллидов (рис. 3.27).

Максимальная толщина ИМС в ядре со стороны алюминия составляла 3,4 мкм. Такая толщина ИМП согласуется с температурным полем в этом эксперименте (с высокой максимальной температурой и длительным временем выдержки), при котором было лучшее смешивание материала и большая скорость диффузии алюминия и меди. Это подтверждается результатами EBS анализа (табл. 3.2).

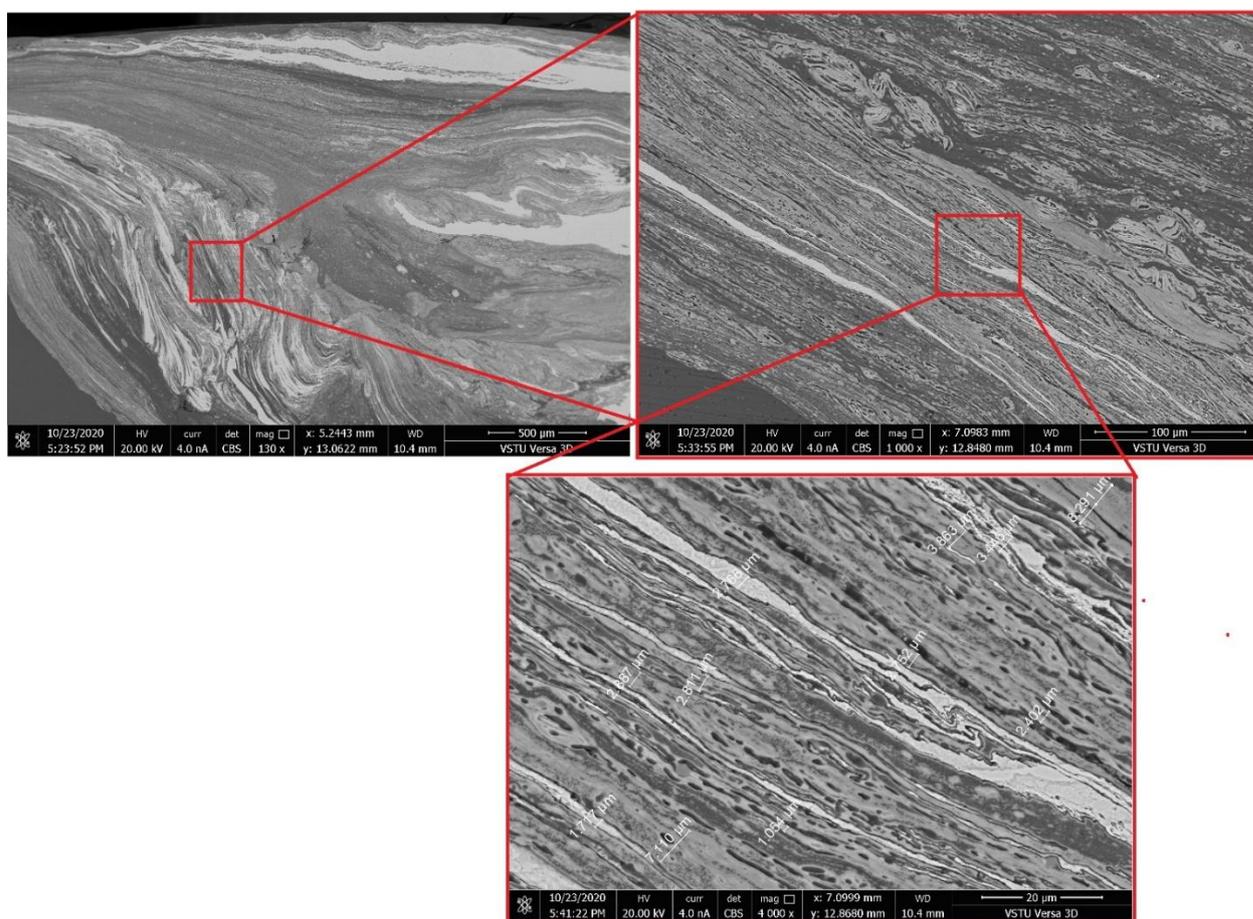


Рисунок 3.26 – Структура сварного шва и участка ЯСШ со стороны алюминия (режим 8)

При электронно-микроскопическом исследовании в обратных электронах (рис. 3.27а) выявлена слоистая структура без крупных дефектов. Возникновение подслоев вызвано различием диффузионной подвижности атомов алюминия и меди в условиях концентрационной и реактивной диффузии. В донной части ядра образуется интерметаллидная прослойка толщиной 6 мкм (рис. 3.27б). Для определения химического состава слоев применялся энергодисперсионный анализ (рис. 3.28, табл. 3.2).

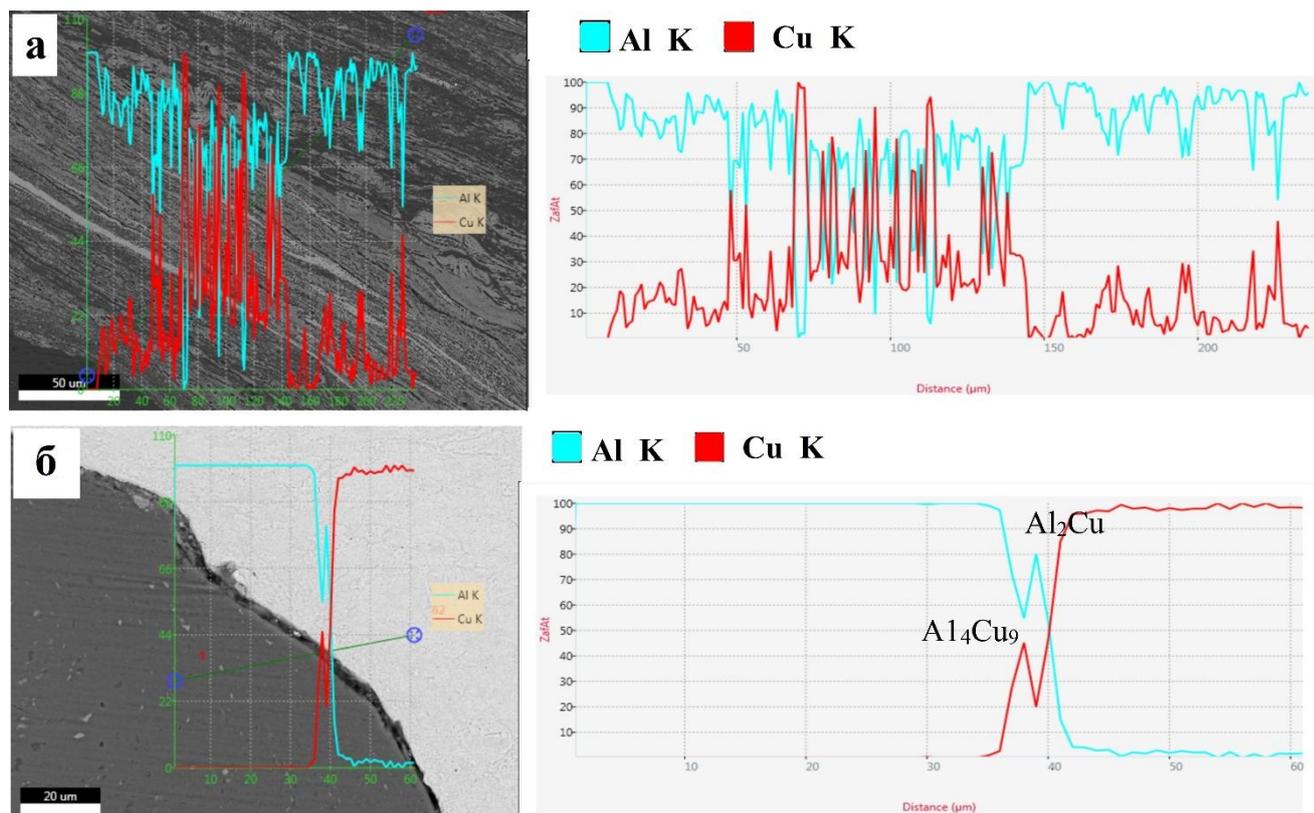


Рисунок 3.27 – Участок ЯСШ (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) со стороны меди (а) с интерметаллидными слоями и донная часть сварного шва (б)

Таблица 3.2 – Химический состав в точках Spot 1 – Spot 6 (рис. 3.28)

Точка	Element	Weight, %	Atomic, %	Net Int.	Error, %
Spot 1	AlK	0.93	2.17	41.99	31.88
	CuK	99.07	97.83	2424.58	2.34
Spot 2	AlK	43.52	64.47	2905.66	7.65
	CuK	56.48	35.53	1291.46	2.69
Spot 3	AlK	15.95	32.8	453.91	10.55
	CuK	84.05	77.2	2326.97	2.38
Spot 4	AlK	47.34	67.92	3158.77	7.43
	CuK	52.66	32.08	1145.6	2.92
Spot 5	AlK	15.98	30,7	561.14	10.33
	CuK	84.02	69,3	2247.85	2.39
Spot 6	AlK	37	52.04	2318.33	8.06
	CuK	63	47.96	1463.364	2.64

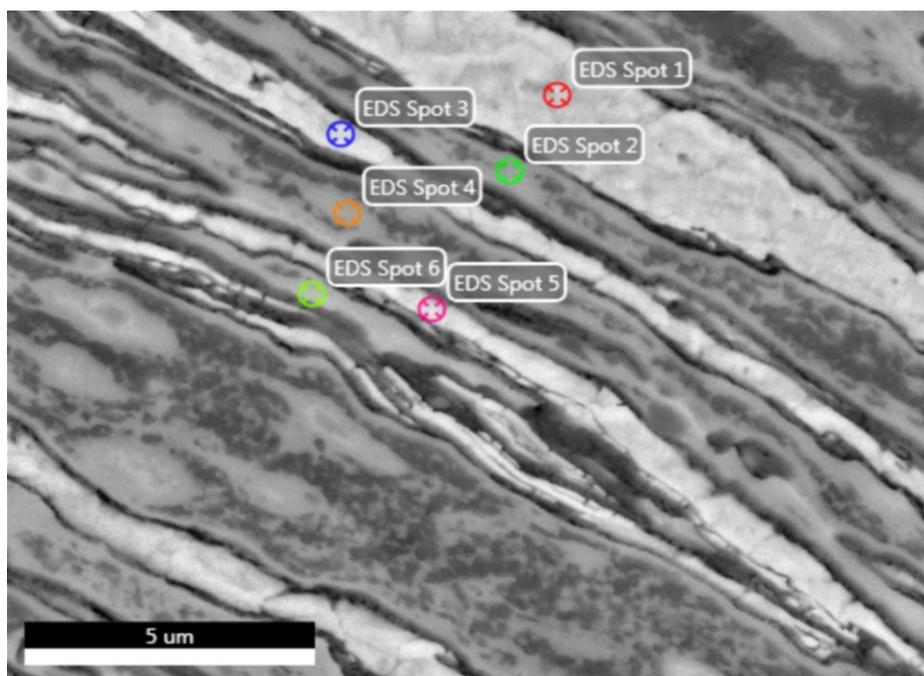


Рисунок 3.28 – Интерметаллидные прослойки в ЯСШ со стороны алюминия для *режима 8* (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

Из таблицы 3.2 и рисунка 3.28 можно видеть, что Spot 1 представляет собой чистую медь светлого окраса. Точки Spot 2 и 4 представляют собой Al_2Cu серого цвета. Светло-серый окрас имеют точки Spot 3 и 5, которые являются интерметаллидами Al_4Cu_9 . В точке Spot 6 наблюдается интерметаллид $AlCu$ темно-серого цвета.

С увеличением частоты вращения инструмента до 1000 об/мин происходит возрастание генерируемой тепловой мощности (рис. 3.29).

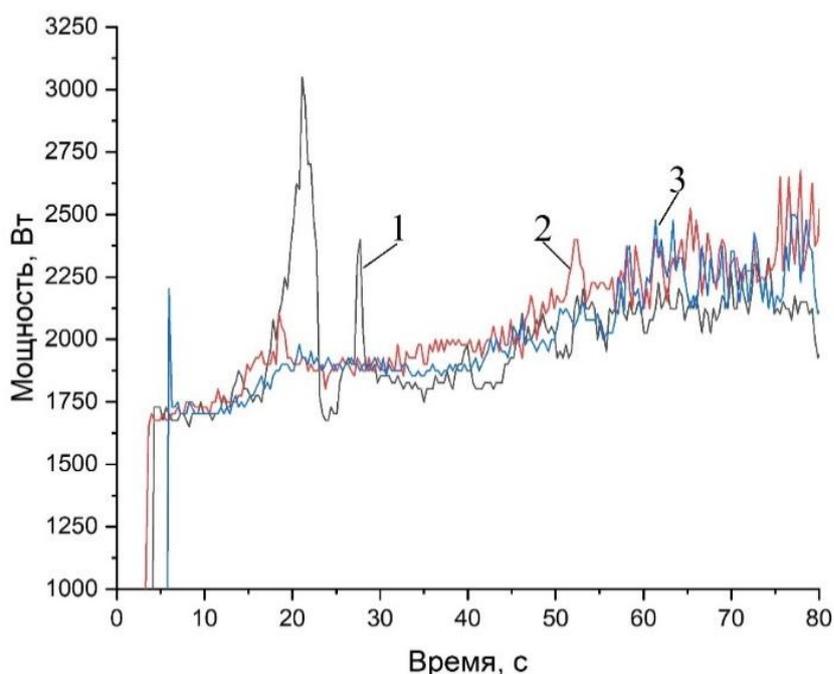


Рисунок 3.29 – Зависимость генерируемой мощности при скорости вращения СИ 1000 об/мин, скорости сварки: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

При частоте вращения инструмента 900 об/мин величина вырабатываемой мощности находится в интервале от 700 до 1500 Вт, а при 1000 об/мин – от 1700 до 2500 Вт (рис. 3.29). При скорости СТП 25 мм/мин имеется два всплеска мощности – 3000 и 2275 Вт. При линейных скоростях инструмента 41 и 63 об/мин происходит увеличение генерируемой мощности на 15 и 25 % по сравнению 25 мм/мин. Увеличение скорости вращения СИ до 1000 об/мин (рис. 3.30) сопровождается снижением значения усилия F_z по сравнению с 900 об/мин (рис. 3.36).

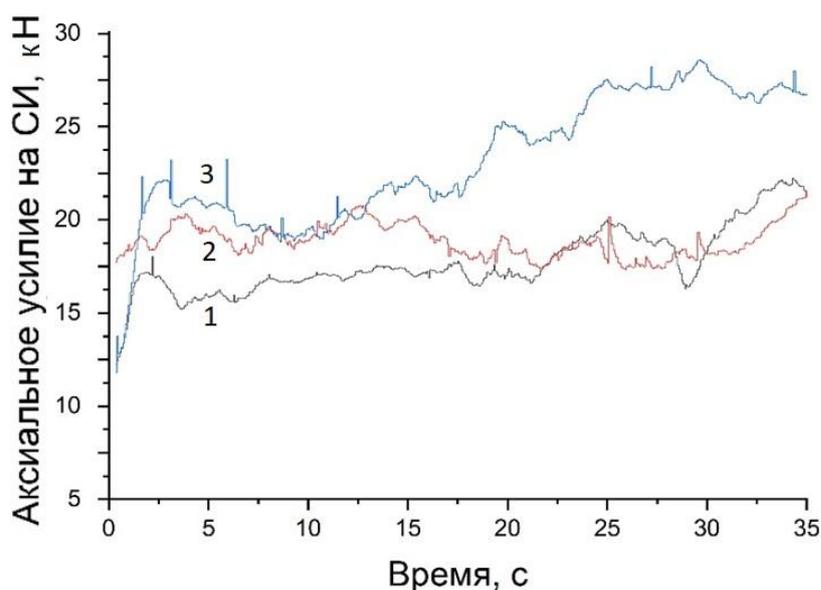


Рисунок 3.30 – Зависимость вертикальной составляющей усилия при частоте вращения СИ 1000 об/мин и угле наклона 3° от скорости сварки: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

В режиме 9 (1000 об/мин, 63 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) осевая сила достигает максимального значения 29,5 кН. Значение аксиальной нагрузки для скоростей 25 и 40 мм/мин были меньше на 30 и 25 % от наибольшего значения F_z . Причина заключается в уменьшении погонной энергии. Степень пластификации и текучесть алюминия и меди под заплечиком снижается, а сопротивление деформации металлов увеличивается, что приводит к росту осевого усилия. Температурные циклы в точке на расстоянии 4,1 мм при угловой скорости вращения 1000 об/мин и различных скоростях сварки показаны на рисунке 3.31.

Из графиков зависимости температуры от времени (рис. 3.31) видно, что при режиме 3 (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) максимальное значение температуры составляло 553 °С. Это значение температуры выше, чем температура перехода в СПС (491 °С). При повышении скорости сварки достигаемая в цикле температура уменьшается на 2 % при 40 мм/мин и на 4 % при 63 мм/мин по сравнению со скоростью сварки 25 мм/мин.

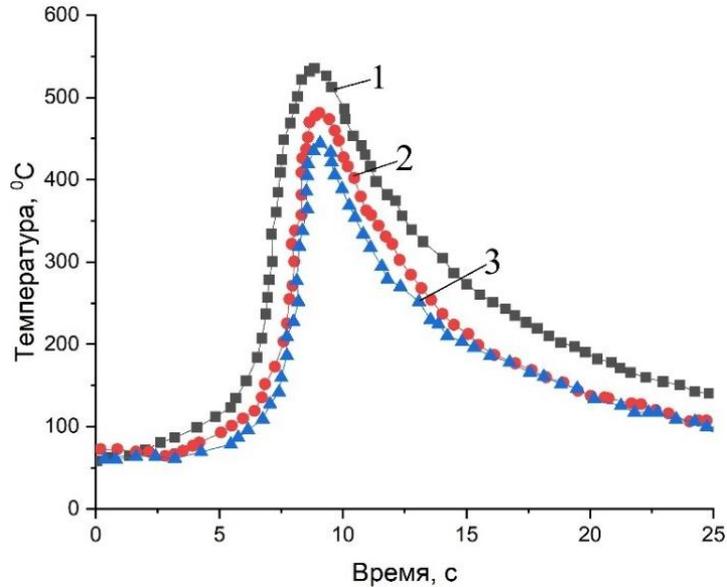
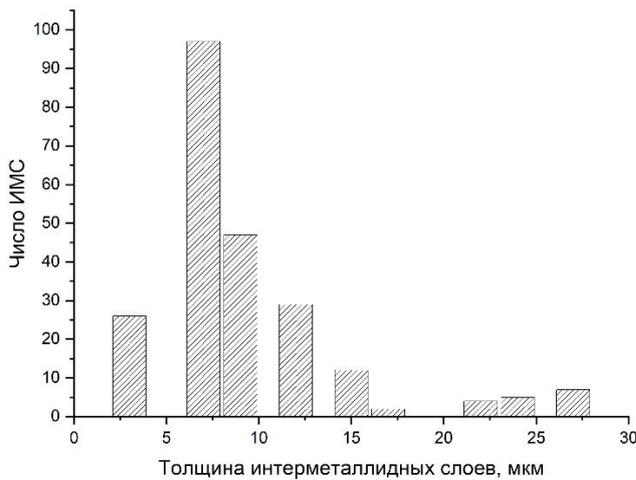
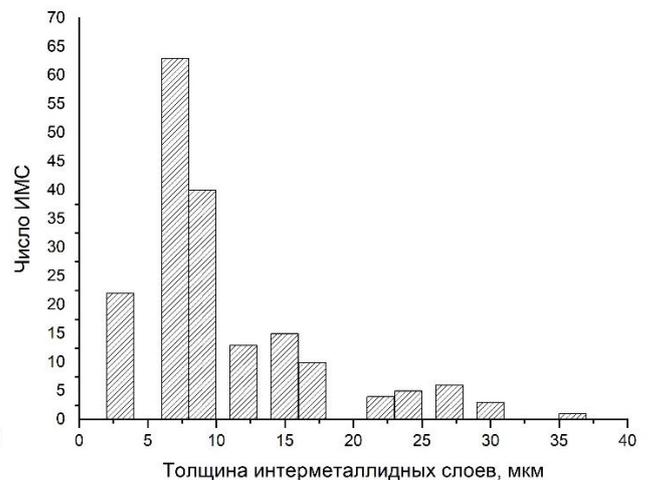


Рисунок 3.31 – Термоциклы при СТП со стороны меди при частоте вращения инструмента 1000 об/мин от скорости сварки: 1 – 25мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 м/мин

Увеличение скорости сварки приводит к утолщению интерметаллидных прослоек в области ЗТДВ и ЯСШ (рис. 3.32). Средняя толщина ИМС 6; 9 и 10 мкм наблюдалась при минимальной, средней и максимальной скоростях сварки соответственно. Вследствие генерации тепловой энергии и отрывающего воздействия элементами инструмента происходит увеличение толщины интерметаллидных слоев шва от 2,5 до 10 мкм с увеличением скорости сварки. Средняя толщина ИМС со стороны меди составляла 2,5–27,0 мкм, а со стороны алюминия в 1,5–2,0 раза превышала толщину слоев в меди.



а



б

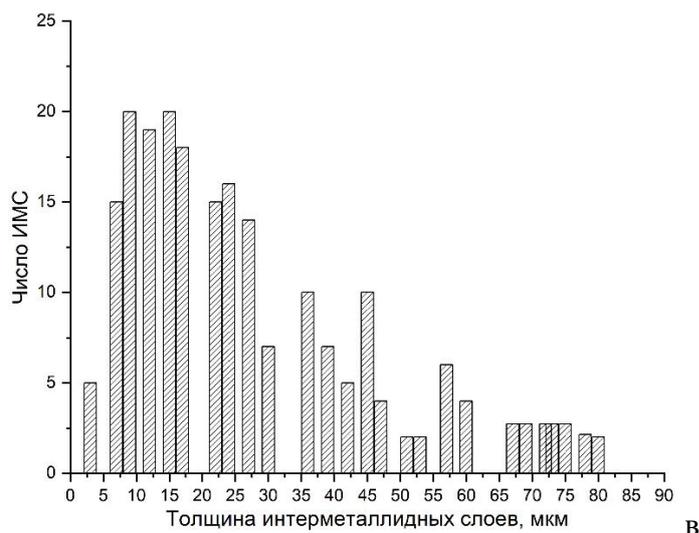


Рисунок 3.32 – Толщина ИМС (1000 об/мин, 3°, смещение 1 мм на медь): а – 25 мм/мин (режим 3); б – 41 мм/мин (режим 8); в – 63 мм/мин (режим 9)

Сравнение экспериментальных данных по измерению температуры заготовки методом термопар и результатам моделирования на расстоянии 4,1 мм от места ввода СИ представлено на рисунке 3.33.

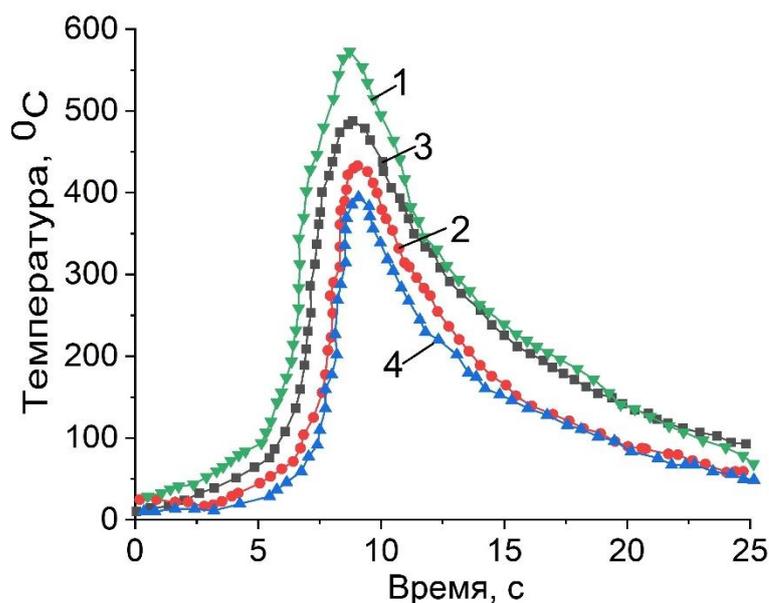


Рисунок 3.33 – Зависимость температуры в сварном соединении от времени (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3°, смещение на медь $\delta = +1$ мм): 1 и 2 – кривые температуры, полученные при моделировании; 3 и 4 – экспериментальные данные

Расчетные и экспериментальные температуры отличаются максимально на 39 °C для медной стороны, а для алюминия – на 67 °C в случае точки, находящейся на 4,1 мм от места ввода инструмента. Максимальное расхождение между расчетными и экспериментальными кривыми температуры не превышает 9 %, что является вполне приемлемым для оценки температурного поля.

3.2.2 Образование зон сварного шва при частоте вращения 900 об/мин и изменении скорости сварки

Поперечные макрошлифы разнородного СС, полученного с помощью СТП с изменением скорости сварки СИ при 900 об/мин, показано на рисунке 3.34а, б.

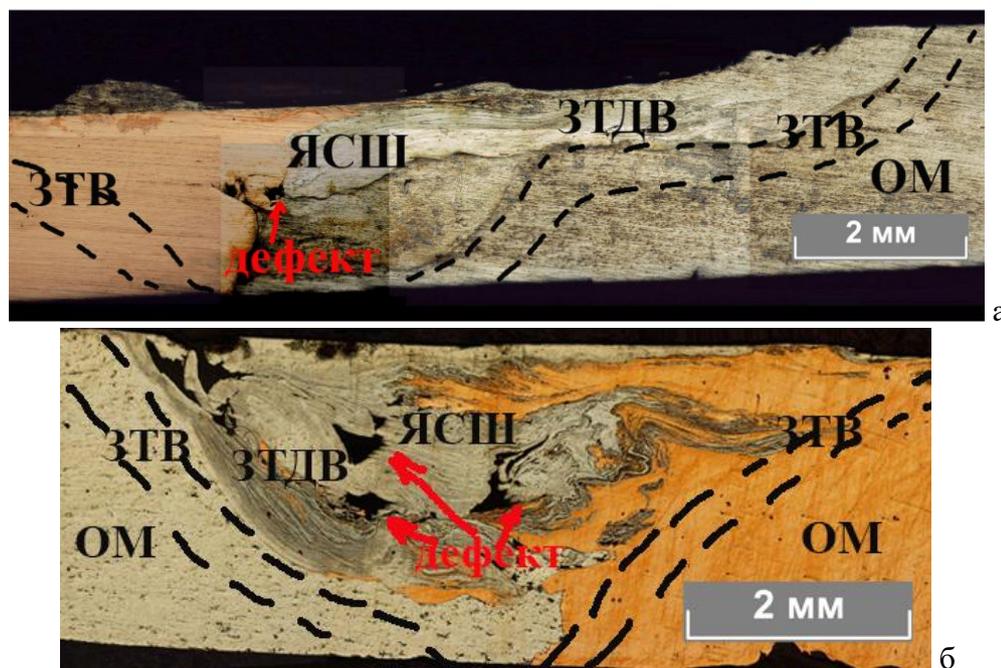


Рисунок 3.34 – Макрошлифы сварных швов алюминия и меди (900 об/мин, 3°, смещение 1 мм на медь): а – 41 мм/мин (режим 4); б – 63 мм/мин (режим 5)

При более низких значениях погонного тепловложения в *режиме 4* (скорость сварки 41 мм/мин) по сравнению с *режимом 1* (скорость сварки 25 мм/мин) медь недостаточно пластифицируется и не может течь к вершине сварного шва (рис. 3.34а). Кроме того, тонкая полоска меди из общей массы вытянулась вдоль пути потока, но не была должным образом пластифицирована, что привело к образованию пустот размером не более 0,2 мм. При более высокой скорости сварки – 63 мм/мин (*режим 5*) – формируется сварной шов низкого качества с значительным количеством пустот размером от 0,2 до 0,5 мм (рис. 3.34б). Часть меди, увлекаемая с продвигающейся стороны, перемещается в сдвиговые слои алюминия и неоднородно распределяется в ЯСШ и ЗТДВ.

Формирование интерметаллидных фаз Al_2Cu и Al_4Cu_9 в ЯСШ со стороны алюминия, показанное на рисунке 3.35а, подтверждается результатами энергодисперсионного анализа (рис. 3.34б).

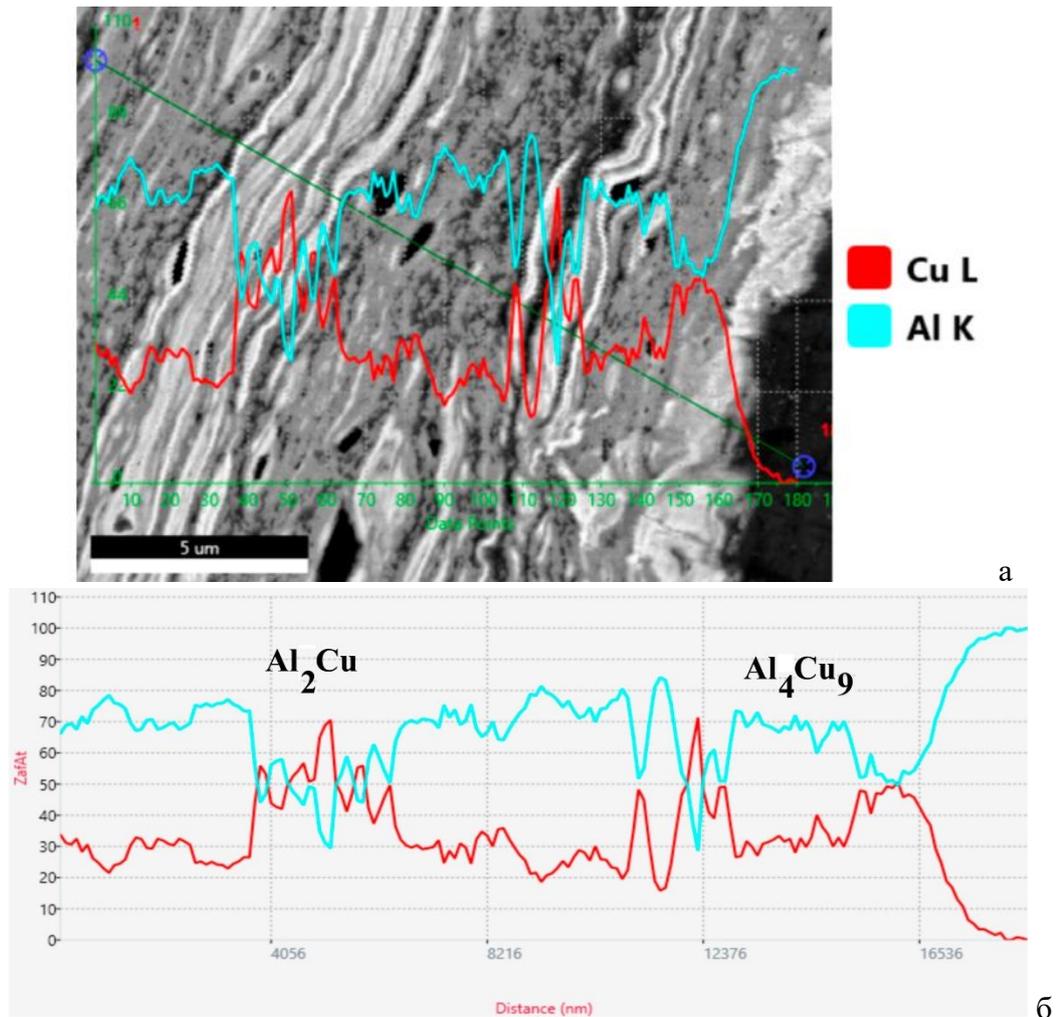


Рисунок 3.35 – Структура ЯСШ (900 об/мин, 41 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) со стороны меди (а) и изменение содержания меди и алюминия вдоль линии сканирования (б)

При исследовании участка ЯСШ (рис. 3.35а) видны ламинарные потоки алюминия и меди, прослойки интерметаллидов толщиной 1,5–2,0 мкм. Такое распределение металлов приводит к увеличению прочностных свойств шва.

Результаты измерения вводимой тепловой мощности сварочным инструментом при постоянной скорости вращения 900 об/мин и различных скоростях перемещения представлены на рисунке 3.36.

При частоте вращения шпинделя 900 об/мин величина потребляемой мощности двигателем станка колебалась в интервале от 700 до 1500 Вт (рис. 3.36). При увеличении скорости сварки до 41–63 мм/мин на графике потребляемой двигателем мощности наблюдаются кратковременные участки увеличения мощности на 10–35%, так как свариваемые материалы не успевают перейти в сверхпластическое состояние.

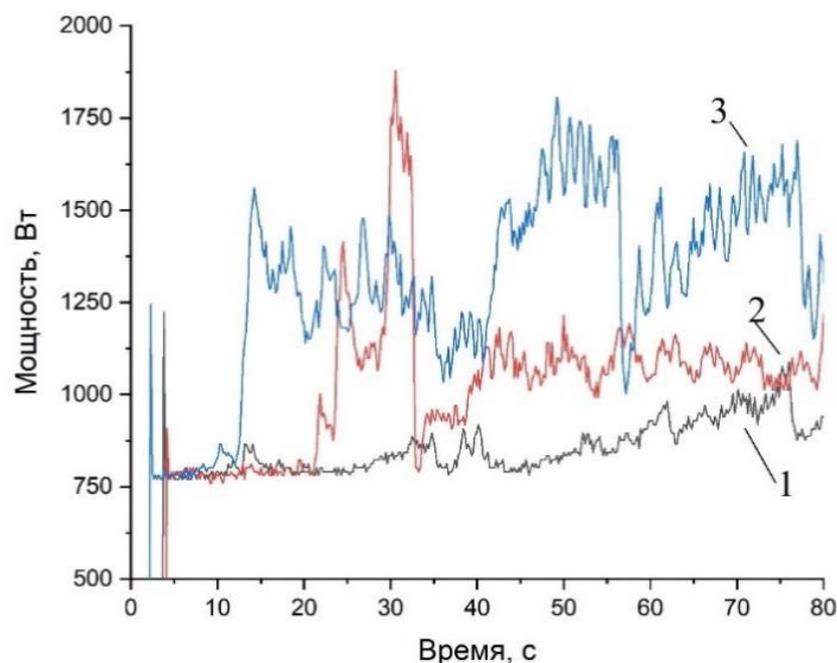


Рисунок 3.36 – Зависимость генерируемой мощности при скорости вращения СИ 900 об/мин, угле наклона 3° , скорости сварки: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

Прикладываемое аксиальное усилие к инструменту фиксировалось в процессе СТП при скорости вращения 900 об/мин (рис. 3.37).

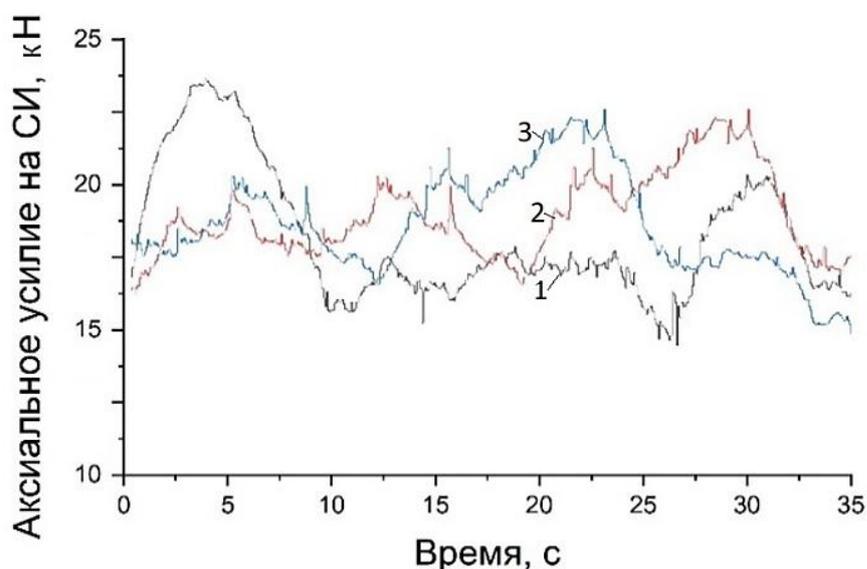


Рисунок 3.37 – Зависимость вертикальной составляющей усилия, прикладываемого к инструменту, при частоте вращения 900 об/мин: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 м/мин

На рисунке 3.37 представлены значения тангенциального усилия F_z , измеренные во время СТП при режимах 2, 4 и 5. Наблюдается тенденция увеличения вертикальной составляющей усилия по мере увеличения скорости подачи инструмента от 25 до 63 м/мин. На стабилизировавшейся стадии сварки происходило

возрастание осевого усилия с 17,5 до 22,5 кН при росте скорости сварки от 25 до 63 мм/мин.

Профиль распределения микротвердости по середине толщины поперечных сечений шва, сваренных при скорости вращения 900 об/мин и различных скоростях сварки, представлен на рисунке 3.38.

Твердость ЗТВ со стороны алюминия ниже, чем у основного металла (рис. 3.38), что можно объяснить рекристаллизацией и укрупнением зерен, вызванных термическим циклом процесса СТП. В ЗТВ наблюдалось неоднородное распределение значений твердости в интервале от 75 до 180 НВ. Относительно низкая твердость была замечена на продвигающейся стороне в результате роста зерен.

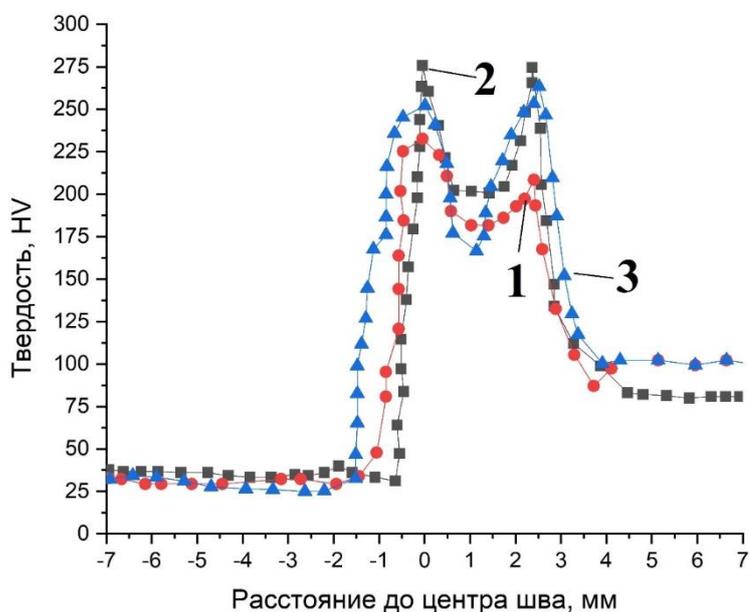


Рисунок 3.38 – Распределение твердости сварных швов (900 об/мин, 3°, смещение 1 мм на медь), сваренных при различных скоростях сварки: а – 25 мм/мин (режим 2); б – 41 мм/мин (режим 4); в – 63 мм/мин (режим 5)

Более высокое значение твердости ЯСШ характерно для режима 4 – 290 НВ, а минимальное значение – 230 НВ (режим 2) со стороны меди. С увеличением скорости сварки до 63 мм/мин (режим 5) твердость была на 8 % меньше, чем при режиме 4. Это связано прежде всего с образованием мелких рекристаллизованных зерен и дисперсных частиц с высоким содержанием меди, что соответствует изображению на рисунке 3.38. Резкое изменение значения твердости произошло вблизи границы раздела зон сварного шва алюминия и меди, которое можно объяснить наличием дисперсных ИМФ.

Оценку методом компьютерного моделирования влияния скорости перемещения СИ на образование развитой пластической зоны и пустот при частоте вращения 900 об/мин проводилось при скоростях 41 и 63 мм/мин (рис. 3.39).

Как видно из рисунка 3.39а, б, скорость сварки оказывает большое влияние на размер образующихся пустот. При низкой скорости сварки размер пустот уменьшается примерно на 10 %. На форму пустот больше всего влияет скорость сварки. Пустота, образовавшаяся при скорости 63 мм/мин (рис. 3.39б), имеет эллиптическую форму, а непровар, образовавшийся при скорости 41 мм/мин (рис. 3.39а), более округлый. Моделирование показало небольшое увеличение значения эквивалентной пластической деформации (на 12,5 %) при уменьшении скорости сварки. Обнаруженные пластифицированные зоны простираются преимущественно под запячником инструмента в направлении отступающей стороны (рис. 3.39). Наличие большей пластической зоны и меньшего размера пустот при более низкой скорости сварки можно объяснить увеличением погонного подвода тепла, что приводит к облегчению течения материала.

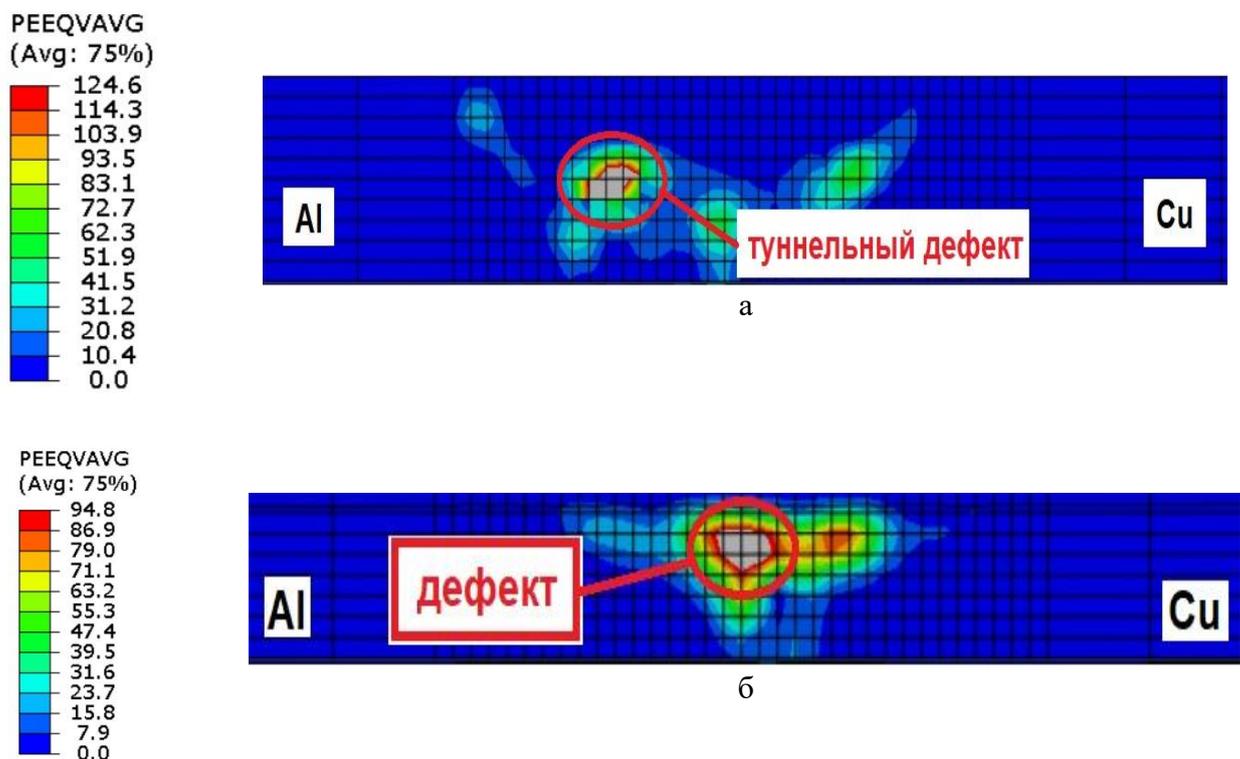


Рисунок 3.39 – Визуализация спрогнозированного распределения эквивалентной пластической деформации в сварном шве (900 об/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) для скорости сварки: а – 41 мм/мин; б – 63 мм/мин

Расположение несплошностей в сварном шве образцов, полученных в ходе лабораторного эксперимента, соответствуют прогнозу компьютерного моделирования. Фактические размеры дефектов на микрошлифе (рис. 3.39а, б) меньше на 10–13 % по сравнению с прогнозируемыми с использованием моделей CEL.

3.2.3 Образование зон сварного шва при частоте вращения 800 об/мин и изменении скорости сварки

При низком тепловложении (800 об/мин) при всех исследованных скоростях сварки нарушалась непрерывность потока пластифицированного металла, а в шве образовывались внутренние полости (рис. 3.40).

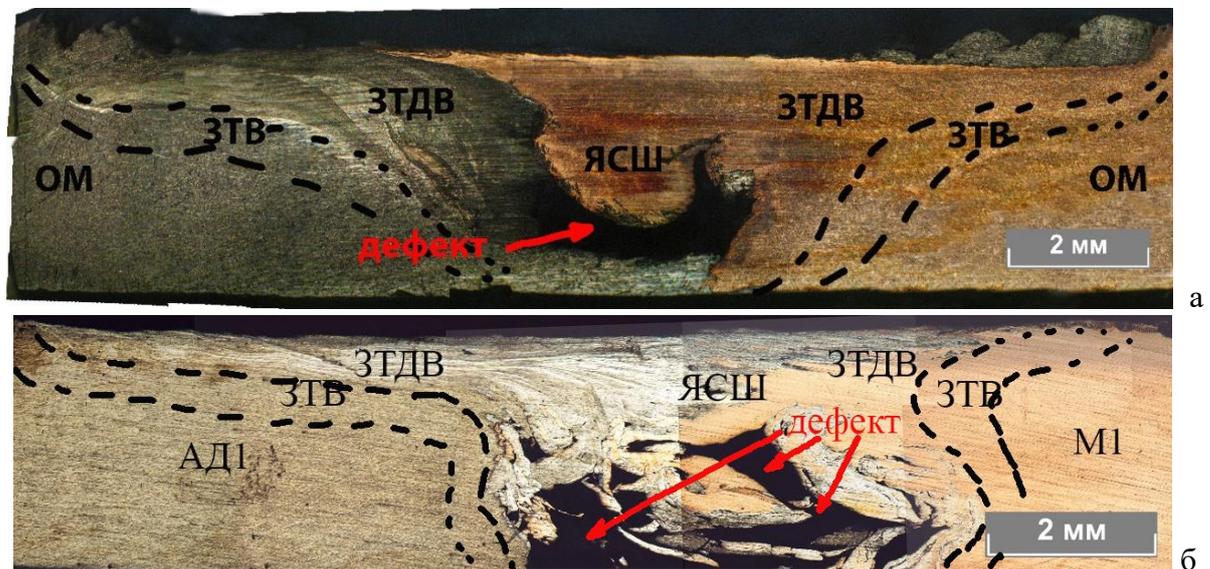


Рисунок 3.40 – Макроструктуры сварных швов образцов, полученных СТП (800 об/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) при различной скорости сварки: а – 41 мм/мин (режим 6); б – 63 мм/мин (режим 7)

На рисунке 3.40 представлены макрошлифы сварных швов, полученных при частоте вращения 800 об/мин и скорости сварки от 41 до 63 мм/мин. С увеличением скорости происходит изменение положения дефектов от поверхностного (рис. 3.4а) к внутреннему в донной части сварного шва (рис. 3.40б). При скорости 25 мм/мин поперечный размер туннельного дефекта составил 13,5 мм (рис. 3.4а). С возрастанием скорости сварки до 43 мм/мин поверхность шва заполнялась медью, но в центре ЯСШ возникла пустота шириной 5 мм и длиной 12,5 мм. Донная часть ЯСШ (рис. 3.40б) при скорости перемещения 63 мм/мин СИ состоит из крупных фрагментов меди и алюминия, сцепленных между собой в пустоте. На рисунке 3.41

показаны результаты EDS анализа донной части сварного шва, полученного при скорости сварки 63 мм/мин (рис. 3.40б).

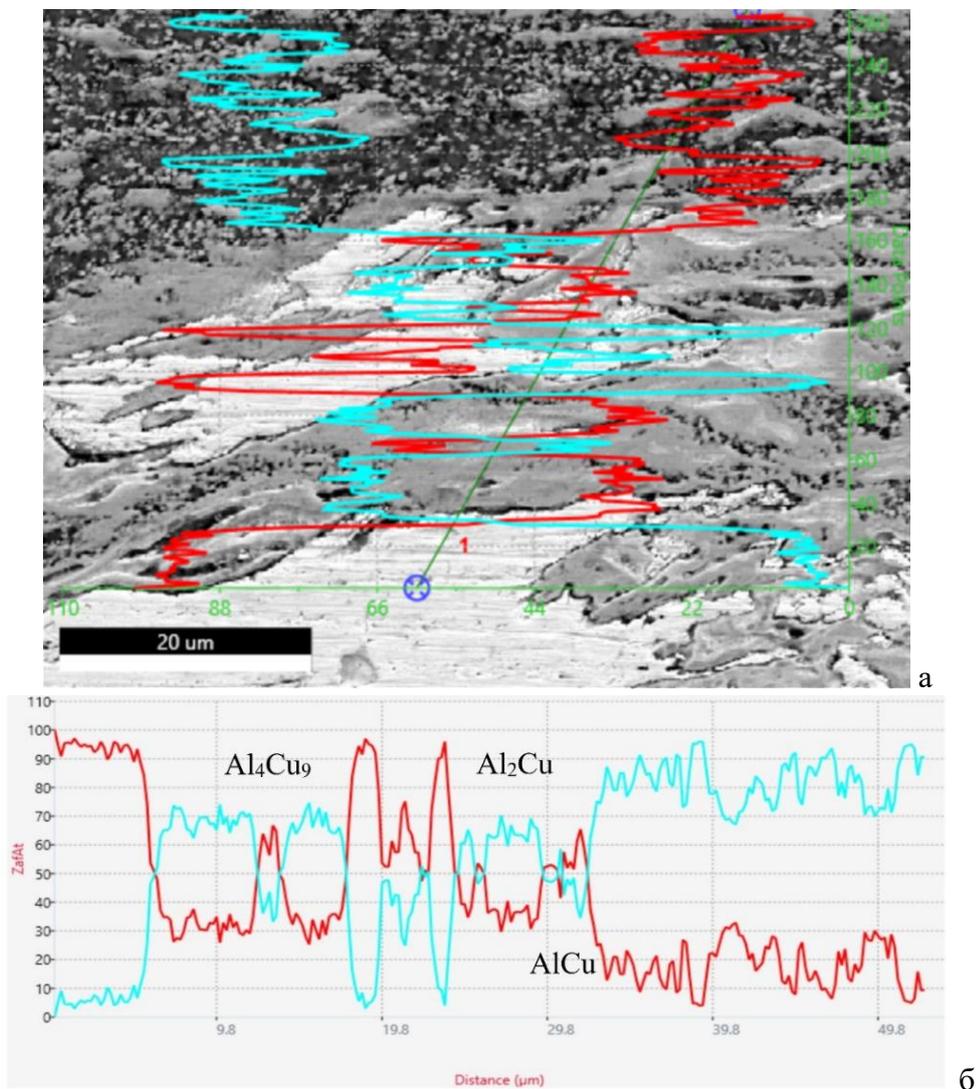


Рисунок 3.41 – Структура участка донной части ЯСШ (800 об/мин, 63 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) со стороны меди (а) и изменение содержания меди и алюминия вдоль линии сканирования (б)

Рассеянные крупные фрагменты и частицы меди были распределены в донной части шва, ближе к алюминию. По результатам EDS исследованные интерметаллидные прослойки были идентифицированы как Al_4Cu_9 , Al_2Cu . Большое количество крупных фрагментов меди (10–20 мкм) было диспергировано в алюминиевую матрицу. Фрагменты меди, отделенные от основного металла, перемещались в сторону алюминия, что привело к образованию чередующихся ламелей (рис. 3.41). Электронно-микроскопическое исследование микроструктуры образца выявило (рис. 3.41а) образование интерметаллидных прослоек толщиной 2–4 мкм.

Результаты полуколичественного анализа рентгеновских дифрактограмм (рис. 3.42) показали, что во всех исследованных образцах формировались прослойки чистых меди и алюминия, чередующиеся с ИМС Al_2Cu и Al_4Cu_9 .

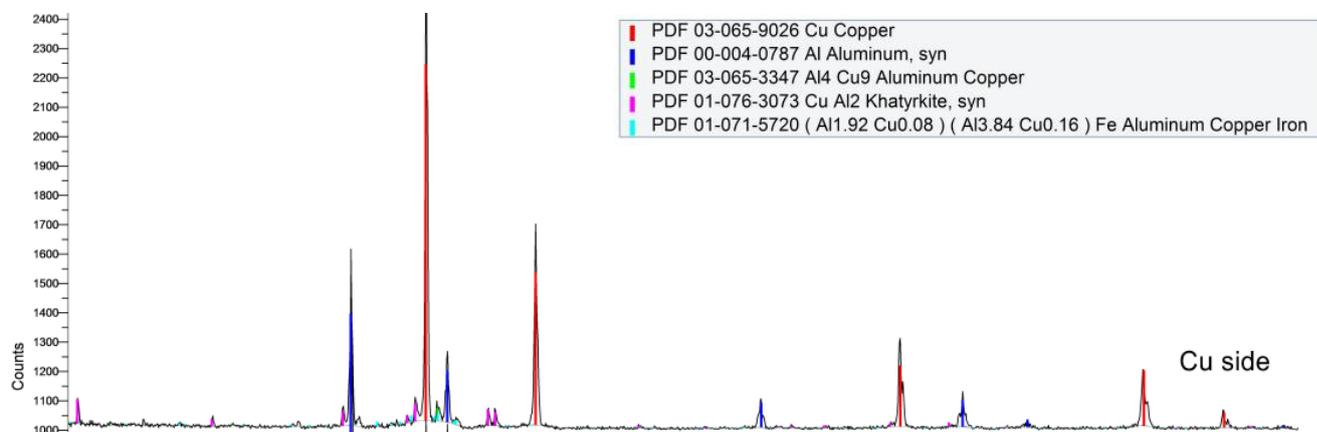


Рисунок 3.42 – Дифрактограмма, полученная в точке сварного шва со стороны меди на образце по *режиму 7* (800 об/мин, 63 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь)

Процентное содержание алюминия, меди и интерметаллидных прослоек представлено на рисунке 3.43.

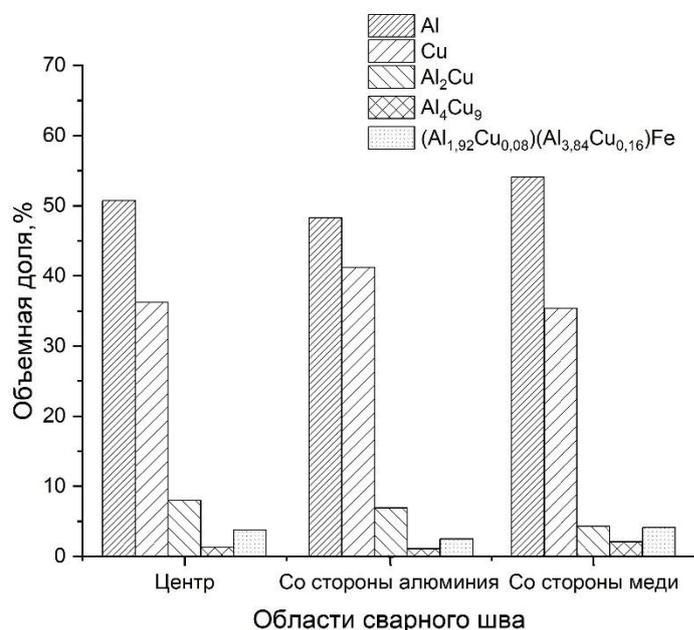


Рисунок 3.43 – Результаты полуколичественного фазового анализа в разных точках сварного шва по *режиму 7*

Рентгенофазовый анализ *образца по режиму 7* (рис. 3.43) со стороны меди показал уменьшение содержания ИМФ на 5 % по сравнению с *режимом 2* (рис. 3.12б). С уменьшением числа оборотов до 800 об/мин происходит снижение генерируемой тепловой энергии от инструмента в сварной шов (рис. 3.43), что приводит к уменьшению числа интерметаллидных фаз.

При скорости вращения СИ 800 об/мин потребляемая мощность электродвигателем снижалась до 650 Вт (рис. 3.44), в этом случае возникала необходимость снижения скорости сварки. При минимальной скорости СТП, составляющей 25 мм/мин, формировался сварной шов с внешним дефектом (рис. 3.4а) и с включениями медных фрагментов в алюминии.

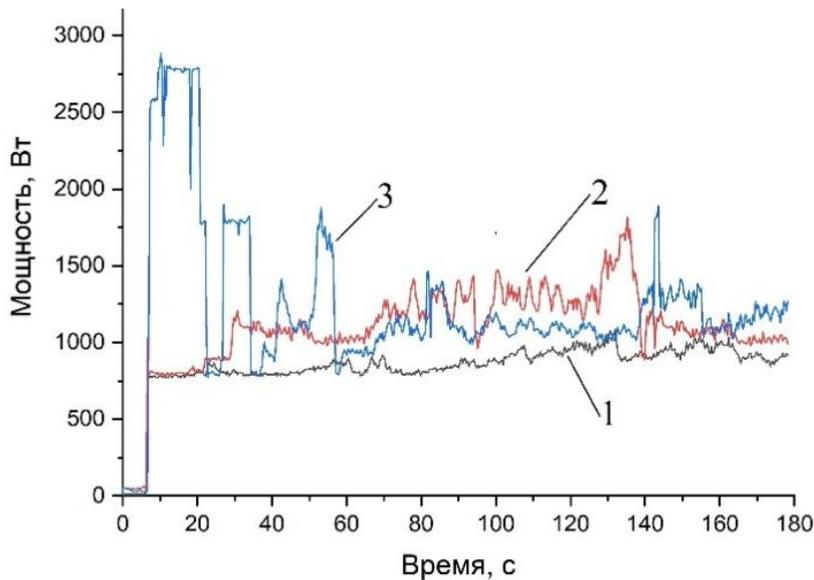


Рисунок 3.44 – Зависимость генерируемой мощности при скорости вращения СИ 800 об/мин, скорости сварки: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

С увеличением скорости сварки при *режимах 6 и 7* происходило увеличение вводимой мощности до 1350 и 1750 Вт. Наблюдались колебания и нестабильность кривой генерируемой мощности от времени. Для *режима 7* возникало большое количество пиков кривой мощности, которые достигают 2750 Вт, что свидетельствует о нестабильности перехода металлов в СПС.

На рисунке 3.45 показано изменение значений F_z , измеренных при СТП с частотой вращения 800 об/мин и тремя скоростями подачи инструмента – 25; 41 и 63 мм/мин.

Можно заметить циклическую тенденцию изменения прикладываемой нагрузки к сварочному инструменту (рис. 3.45). Аксиальное усилие возрастает по мере того, как скорость продвижения увеличивается, что связано с уменьшением тепловыделения при увеличении скорости подачи инструмента. На рисунке 3.45 показано, что увеличение скорости сварки оказывает наименьшее влияние на вертикальную составляющую F_z , осевая нагрузка возросла с 26,5 до 29 кН при увеличении скорости сварки с 25 до 63 мм/мин.

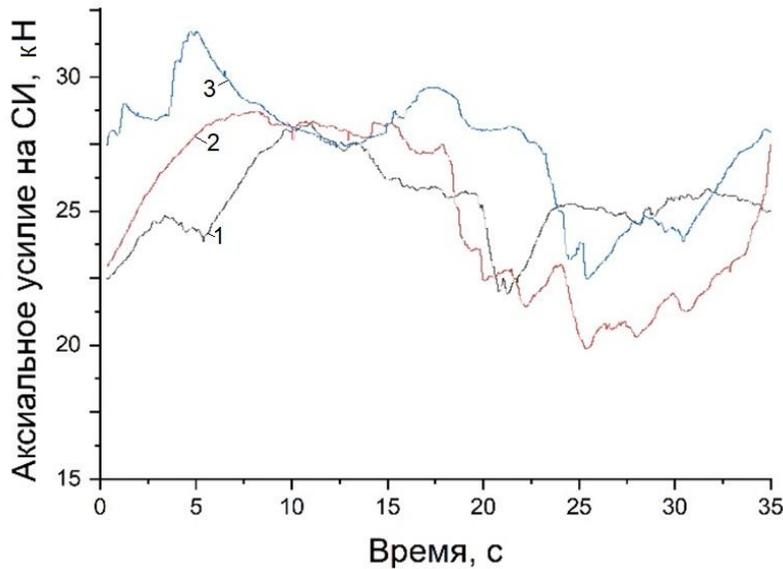


Рисунок 3.45 – Зависимость вертикальной составляющей усилия при частоте вращения СИ 800 об/мин и угле наклона 3° от скорости сварки: 1 – 25 мм/мин; 2 – 41 мм/мин; 3 – 63 мм/мин

Результаты испытания на растяжение образцов, сваренных при частотах вращения инструмента 800–1000 об/мин и варьировании скорости сварки в интервале от 25 до 63 мм/мин, представлены на рисунке 3.46.

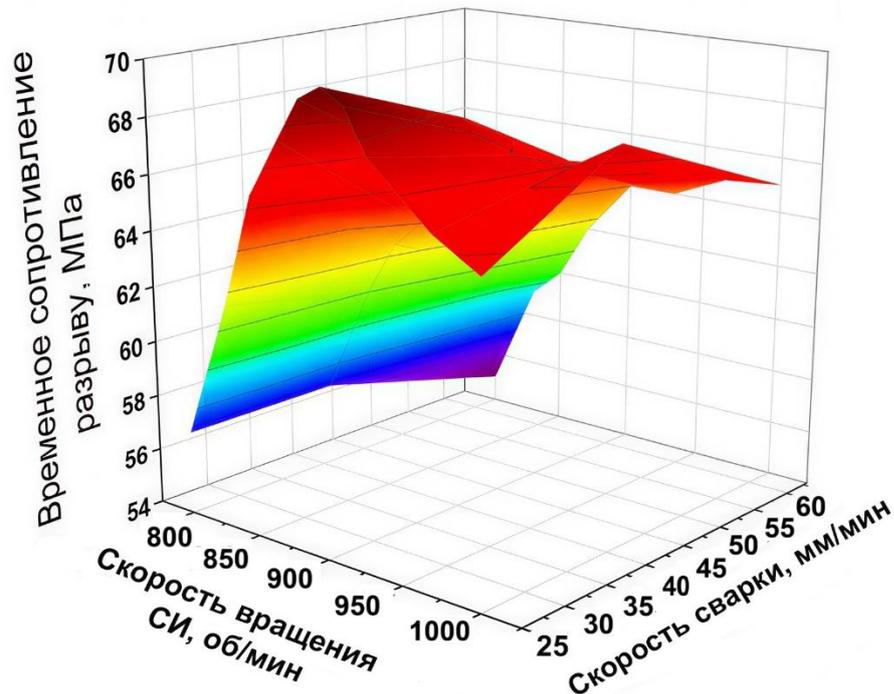


Рисунок 3.46 – Зависимость прочности образцов при скорости вращения 800–1000 об/мин и изменении скорости сварки от 25 до 63 мм/мин

Значения временного сопротивления разрыву сварных швов алюминия и меди при 800 об/мин были ниже на 20 % механических свойств АД1. Исследование показало, что при скорости сварки 25 мм/мин и частоте вращения 900 об/мин

временное сопротивление σ_s на разрыв (рис. 3.46) составляло 70 МПа. С увеличением линейной скорости перемещения СИ от 41 до 63 мм/мин происходит падение прочности на 12,5 и 26 % от максимального значения. С возрастанием скорости вращения СИ до 1000 об/мин при скорости сварки 25 и 41 мм/мин значения временного сопротивления на разрыв при механических испытаниях соответствовали 62 и 68 МПа. Разрыв происходил по ЗТДВ со стороны алюминия. При *режиме 9* (1000 об/мин, 63 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь) временное сопротивление уменьшалось на 15–20 % (рис. 3.46).

3.3 Влияние смещения сварочного инструмента на механические свойства сварного соединения алюминия с медью при СТП

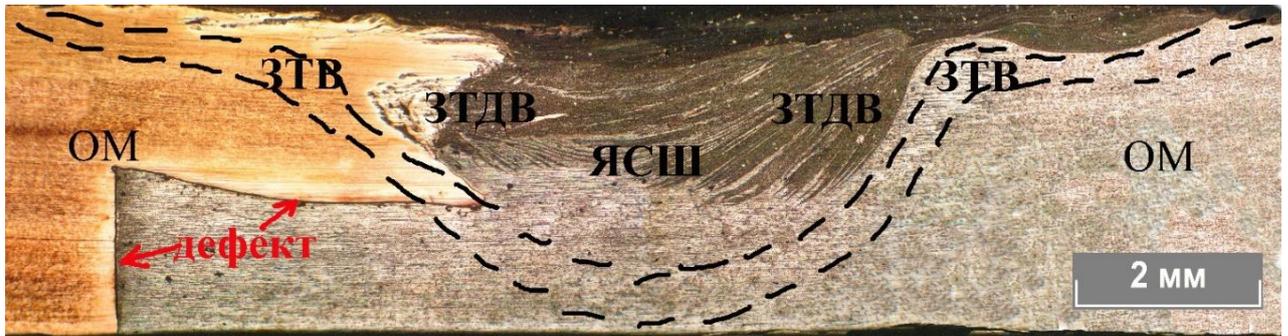
При сварке разнородных материалов смещение материалов играет важную роль на механические свойства соединения.

Варьирование положения инструмента относительно линии соприкосновения свариваемых образцов позволяет контролировать распределение температуры и объемов перемещенных металлов. На рисунке 3.47 представлены макрошлифы сварных швов при смещении на алюминий от $\delta_1 = 3$ мм до 0 и на медь от $\delta_2 = 0$ до 3 мм. Для простоты обозначим смещение на алюминий 3 мм со знаком минус ($\delta_1 = -3$ мм), на медный образец 3 мм – со знаком плюс ($\delta_1 = +3$ мм).

На рисунке 3.47а-д можно наблюдать «луковичное строение» с нечеткими зонами ЯСШ и ЗТДВ. Алюминий и медь неравномерно распределяются вдоль сечения сварного соединения. Видно, что инструмент захватывает медь с поверхности и средней части ЯСШ и перемещает в верхнюю часть алюминия. Прослойки твердых растворов и основных металлов вытянуты вдоль направления вращения инструмента, что позволяет говорить о композитоподобном строении центральной части ядра. В ЗТДВ, непосредственно контактирующей с зоной перемешивания, распределение меди и алюминия представлено в виде полосчатой структуры, что обусловлено сверхпластическим течением материала в процессе СТП.

При смещении $\delta_1 = -3$ мм и $\delta_2 = -2$ мм на алюминий только заплечик инструмента взаимодействует с верхним слоем меди. Происходит перемешивание в области воздействия заплечика (рис. 3.47а, б). На *режимах 10* и *11* возникают дефекты

несплавления донной части со стороны меди, так как пин не взаимодействует с медью. Объемная доля меди составляла 4 % ($\delta_1 = -3$ мм) и 6 % ($\delta_2 = -2$ мм) от всего объема сварного шва. ЯСШ и ЗТДВ представлены в виде полос чистой меди и алюминия с прослойками интерметаллидов. Ширина сварного шва увеличивается с 16 до 17 мм при уменьшении смещения на алюминий.



а



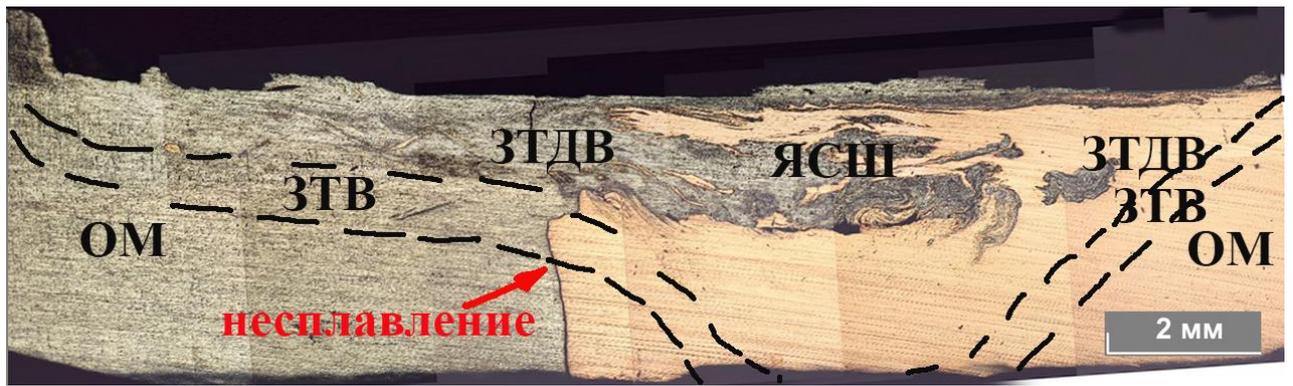
б



в



г



д



е

Рисунок 3.47 – Макрошлифы сварных швов алюминия и меди (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°) при различной величине смещения: а – $\delta_1 = -3$ мм (режим 10); б – $\delta_1 = -2$ мм (режим 11); в – $\delta_1 = -1$ мм (режим 12); г – $\delta_1 = 0$ мм (режим 13); д – $\delta_1 = 2$ мм (режим 14); е – $\delta_1 = 3$ мм (режим 15)

По сравнению с двумя предыдущими режимами в образце, полученном при *режиме 12* (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение на 1 мм в алюминий), в верхней части ЗТДВ и ядре наблюдается более выраженная полосчатая структура (рис. 3.47в) с большим количеством алюминиевых слоев. Это возможно из-за низкого вложения тепла, которое привело к слабому снижению прочности тугоплавкого металла (медь) и отрицательно сказалось на потоке материала. В результате перемешанное пространство не полностью заполнено медью, оно наполнено только М1 в верхней и нижней частях в ЗТДВ, где соприкоснулось с заплечиком и пином. Ширина сварного шва составила 17,5 мм, объемное содержание меди – 8 %. При нулевом смещении инструмента (*режим 13*) потоки алюминия представлены в виде трех выступов, которые уменьшаются по мере спуска вниз сварного соединения (рис. 3.47г). При сравнении макрошлифов по *режимам 14* и *15* (рис. 3.47а) мы наблюдаем увеличение ширины сварного шва до 18 мм и увеличение объемной доли меди до 20 %. ЯСШ представляет собой кольцевую структуру (рис. 3.47а), заполненную прослойками, богатыми медью и алюминием, а также интерметаллидами. При увеличении смещения на медь $\delta_1 = 2$ мм (*режим 14*) и $\delta_2 = 3$ мм (*режим*

15) растет размер дефекта в виде несплавления. В этом случае только заплечик и верхняя часть пина соприкасаются с алюминием (рис. 3.47д, е). В образцах наблюдалось уменьшение объемной доли алюминия и увеличение размера сварного шва от 17 до 18 мм, вызванное тем, что инструмент прогревает медь более интенсивно и достигается температура перехода в СПС. На макрошлифе (рис. 3.47д) при смещении $\delta_1 = 2$ мм на медь видно ламинарное течение в ЗТДВ на стороне алюминия, а на ЯСШ – турбулентные завихрения. Средняя толщина интерметаллидных прослоек, большее количество которых находилось на алюминиевой стороне, составляла 8–14 мкм. Объемная доля меди составляла 57–68 % от всего объема свариваемых металлов. При росте смещения в медную сторону (рис. 3.47е) наблюдается перенос свариваемых разнородных металлов лишь в верхней части шва за счет вращательного движения заплечика. Толщина области интенсивного перемешивания составила 0,4 мм.

Структура и участки сварного шва образца во вторичных электронах представлены на рисунке 3.48.

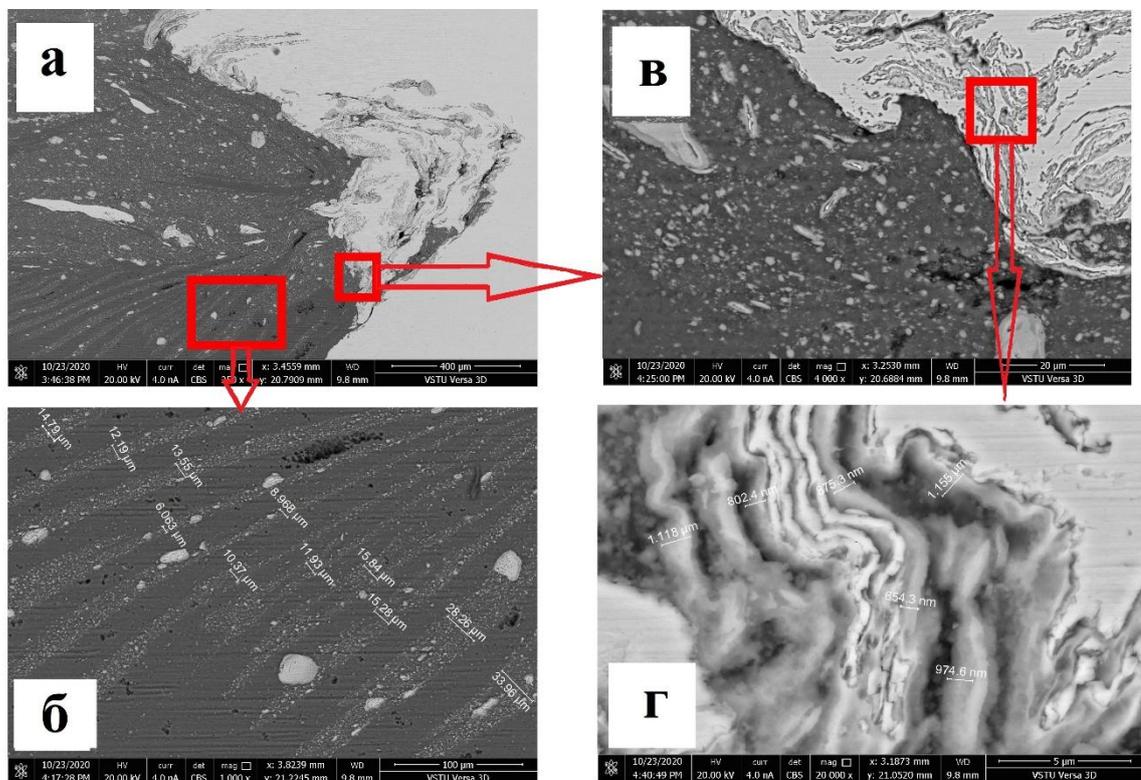


Рисунок 3.48 – Структура сварного шва (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на алюминий) и участка ЗТДВ со стороны алюминия на образце 8

При изучении участка ЗТДВ сварного соединения, сваренного по *режиму 10* (рис. 3.48а), со стороны алюминия можно наблюдать направленные вдоль траектории вращения инструмента слои (6–33 мкм) мелких фрагментов меди (рис. 3.48б). В ядре со стороны алюминия (рис. 3.48в) наблюдаются слой АД1 и М1 толщиной 3 мкм (рис. 3.48г). Площадь перемешивания составляет 12 % от общей площади сварного шва, что является недостаточным для достижения необходимых показателей прочности при смещении 1 мм на медь.

Структура зон сварного шва со стороны меди и алюминия при нулевом смещении (*режим 13*) представлена на рисунке 3.49.

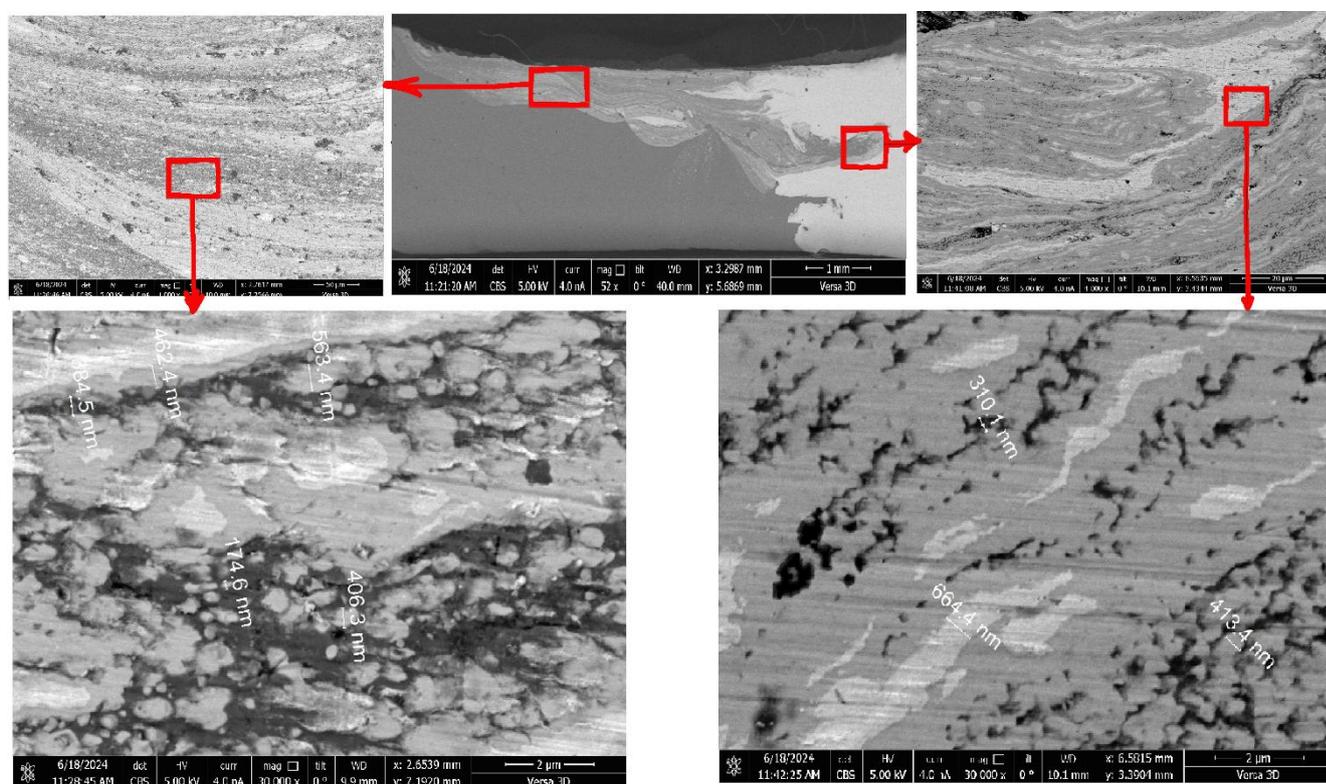


Рисунок 3.49 – Структура сварного шва, полученного по *режиму 13*: участка ЗТДВ со стороны алюминия и ЯСШ со стороны меди

При СЭМ исследовании структуры сварного шва по *режиму 14* можно наблюдать перемещение М1 и АД1 в сторону алюминия (рис. 3.49). Ширина интерметаллидных прослоек в ЗТДВ со стороны алюминия составила 3–28 мкм, а в ЯСШ – 0,5–3,5 мкм.

Помимо диапазона рабочих температур образования сварных соединений СТП (500–590 °С), на формирование структуры ЗТВ алюминия и меди оказывают влияние первичная и непрерывная постдинамическая рекристаллизация, последняя реализуется по механизму собирательной рекристаллизации. Как для АД1, так

и для М1, материал в ЗТВ практически не отличается по структуре от основного металла (рис. 3.50).

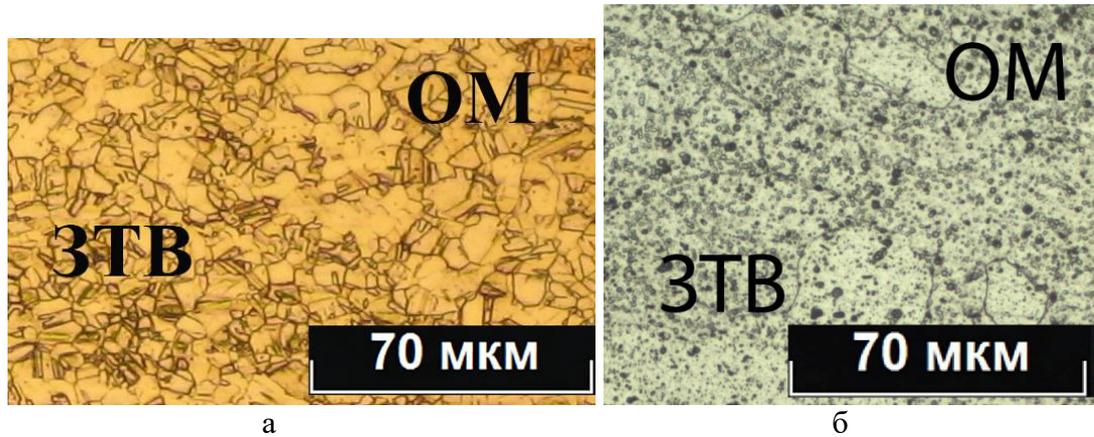


Рисунок 3.50 – Участки ЗТВ сварного разнородного соединения (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 2 мм на медь): а – зона аномальной постдинамической рекристаллизации (по модели Бейли – Хирша), содержащая крупные зерна, окаймленная мелкими со стороны меди; б – постдинамическая собирательная рекристаллизация (по модели Кана – Бюръгерса) со стороны алюминия (*режим 14*)

В зонах повышенных рекристаллизационных температур при значительной длительности пребывания и термических воздействиях наблюдаются процессы аномального роста зерен, образовавшихся при первичной рекристаллизации, за счет поглощения более мелких в условиях повышенного градиента напряжений, создаваемого движением сварочного инструмента. Этот процесс термодинамически выгоден, так как укрупнение зерна уменьшает энергию Гиббса, но, с другой стороны, приводит к росту температуры перехода свариваемых металлов в СПС. Вследствие роста зерна и интерметаллидных выделений (рис. 3.50б) эта зона со стороны алюминия способствует локализации микронапряжений и может инициировать начало разрушения швов при прочностных испытаниях. Структура макрошлифа СС алюминия и меди, сваренного по *режиму 14* без смещения, представлена на рисунке 3.51. Электронно-микроскопическое исследование образцов показало (рис. 3.51а), что в ЗТДВ со стороны алюминия наблюдаются ламели меди и алюминия, размер которых составляет 2–5 мкм. В ядре со стороны меди видно образование интерметаллидных прослоек толщиной 2–4 мкм. Результаты полуколичественного рентгеновского анализа показали, что во всех исследованных образцах формировались прослойки чистых меди и алюминия, чередующиеся с ИМС Al_2Cu и Al_4Cu_9 (рис. 3.52).

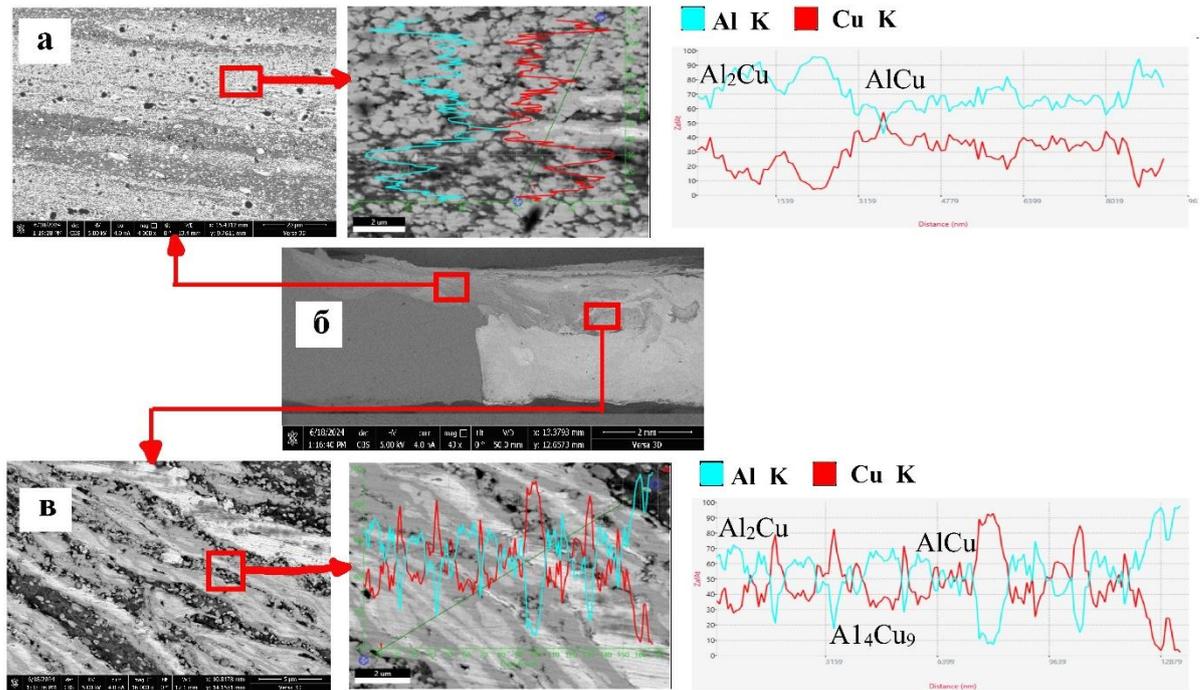


Рисунок 3.51 – Структура сварного шва при *режиме 14* (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 2 мм на медь): а – участки ЗТДВ со стороны алюминия; б – макрошлиф шва; в – участок ЯСШ со стороны меди

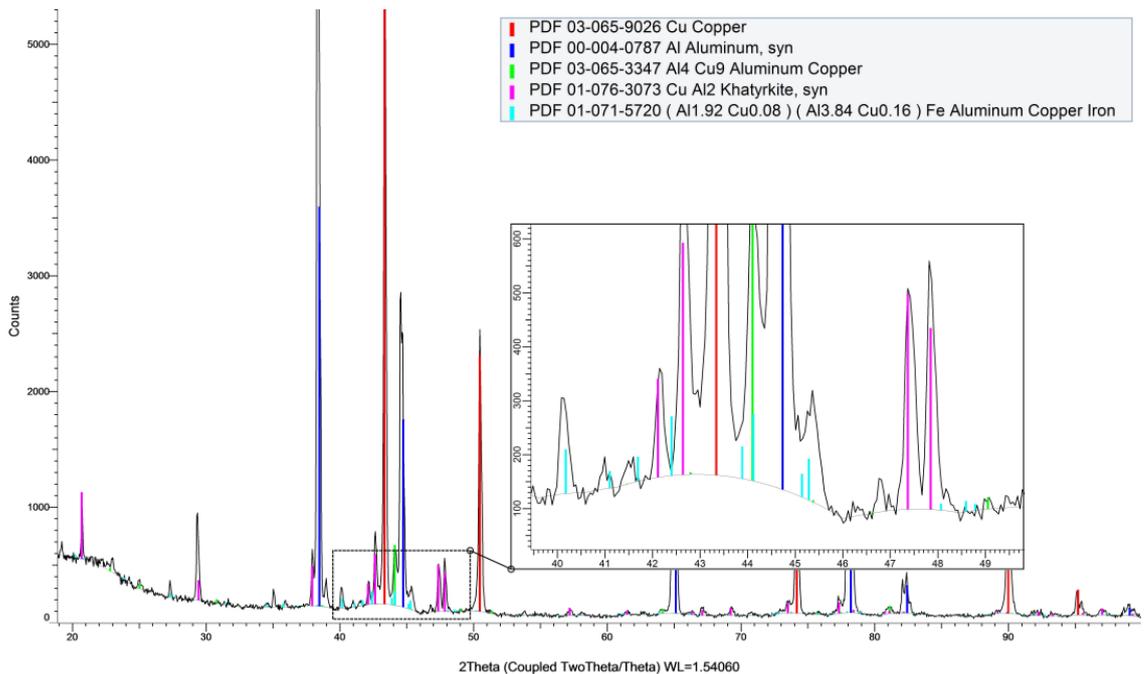


Рисунок 3.52 – Результаты качественного анализа фазового состава в сварном шве (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 2 мм на медь) при *режиме 14*

Рентгеноструктурный анализ фиксирует только интерметаллидные соединения Al_2Cu и Al_4Cu_9 , суммарное количество остальных интерметаллидов лежит ниже порога чувствительности рентгеноструктурного анализа. Результаты полуколичественного анализа фазового состава шва приведены на рисунке 3.53.

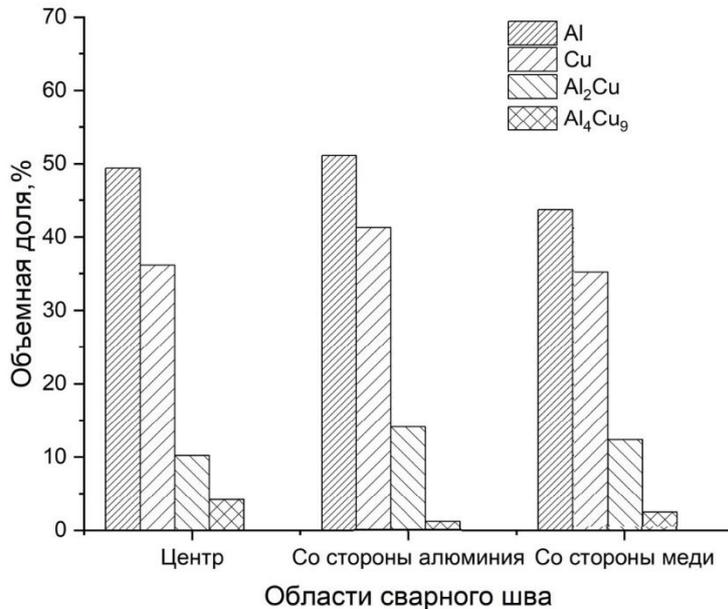


Рисунок 3.53 – Результаты полуколичественного фазового анализа в разных точках сварного шва по режиму 14

EDS анализ светлых и темных областей показал, что они являются твердыми растворами на основе алюминия и меди и интерметаллидами. Соответственно, можно предположить, что перемешанные слои состояли из раствора меди в алюминии, алюминия в меди и интерметаллических соединений Al_2Cu и Al_4Cu_9 .

При смещении положения инструмента относительно линии соприкосновения $\delta = +1$ мм на медь и $\delta = -1$ мм на алюминий изменяется смоделированная пиковая температура в зоне ядра и зоне перемешивания (рис. 3.54).

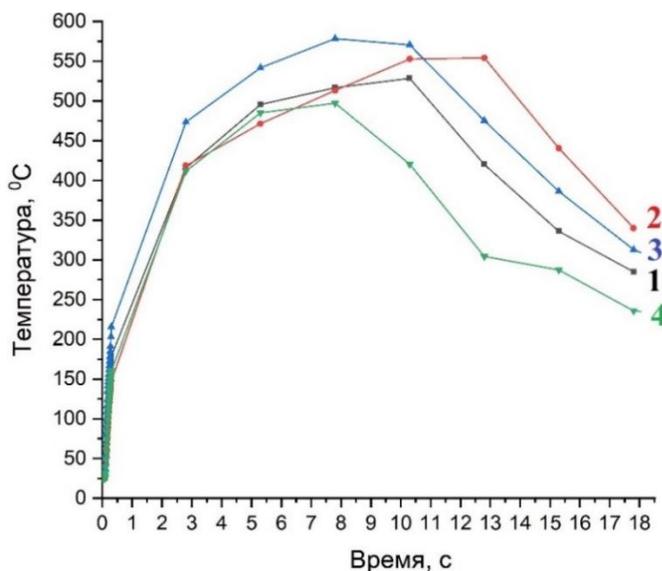


Рисунок 3.54 – Зависимость температуры от смещения СИ ($\omega = 900$ об/мин, $\nu = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$): точки 1 и 2 – смещение 1 мм на алюминии; точки 3 и 4 – смещение 1 мм на медь

В соответствии с кривыми температур в точках 2 и 4 (рис. 3.54), которые находятся на расстоянии 4 мм от ввода СИ, максимальная температура составила 552 °C, она уменьшалась на $12,5$ % при смещении в медную пластину. Пиковая

температура на медном образце в точке 1 ($\delta = -1$ мм на алюминий) составила 520 °С, а для точки 3 ($\delta = +1$ мм на медь) произошло увеличение до 580 °С. Разность температур ЗТДВ при смещениях составила 60 °С.

Смещение инструмента влияет на течение материала и объем захваченного инструментом свариваемого металла. Полученное при моделировании распределение металлов М1 и АД1, представленное в виде эйлеровой доли свариваемых материалов (EVF), в определенные моменты времени при СТП изображено на рисунке 3.55.

EVF – это выходная переменная в “Abaqus”, которая измеряет объем определенного экземпляра материала в элементе в виде относительной доли. Окраска при визуализации в красный цвет (EVF = 1) правого листа (медный образец) указывает на полное заполнение медью. Область, отмеченная синим цветом (EVF = 0), не содержащая меди, представляет левый лист (алюминиевый образец). На рисунке 3.55а показано перемещение материалов АД1 и М1 на поверхности моделируемых образцов во время СТП. Материал со стороны отхода (алюминий) выталкивается на сторону набегания (медь) при вращении инструмента. По обеим сторонам сварного шва возникает грат, на стороне меди высота грата больше на 18 %. При смещении на алюминий на 1 мм наблюдается большая масса АД1, распределенного по поверхности свариваемых образцов. Объемная доля алюминия на поверхности составила 67 % от общего объема свариваемых материалов.

При анализе спрогнозированного сечения шва можно наблюдать проникновение АД1 в М1 в ЯСШ и ЗТДВ (рис. 3.55б). Эйлеровая доля перенесенного алюминия больше, чем меди, на 21 %. При сравнении картин распределения свариваемых материалов на макрошлифе (рис. 3.55в) и смоделированного разреза шва (рис. 3.55б) наблюдается хорошая корреляция. Диаметр выступа алюминия (выделенный кружком) в медь на рисунке 3.55в составил 1,8 мм, а на рисунке 3.55б – меньше на 0,6 мм. На рисунке 3.56 представлены изолинии равного количества меди и алюминия при *режиме 13*.

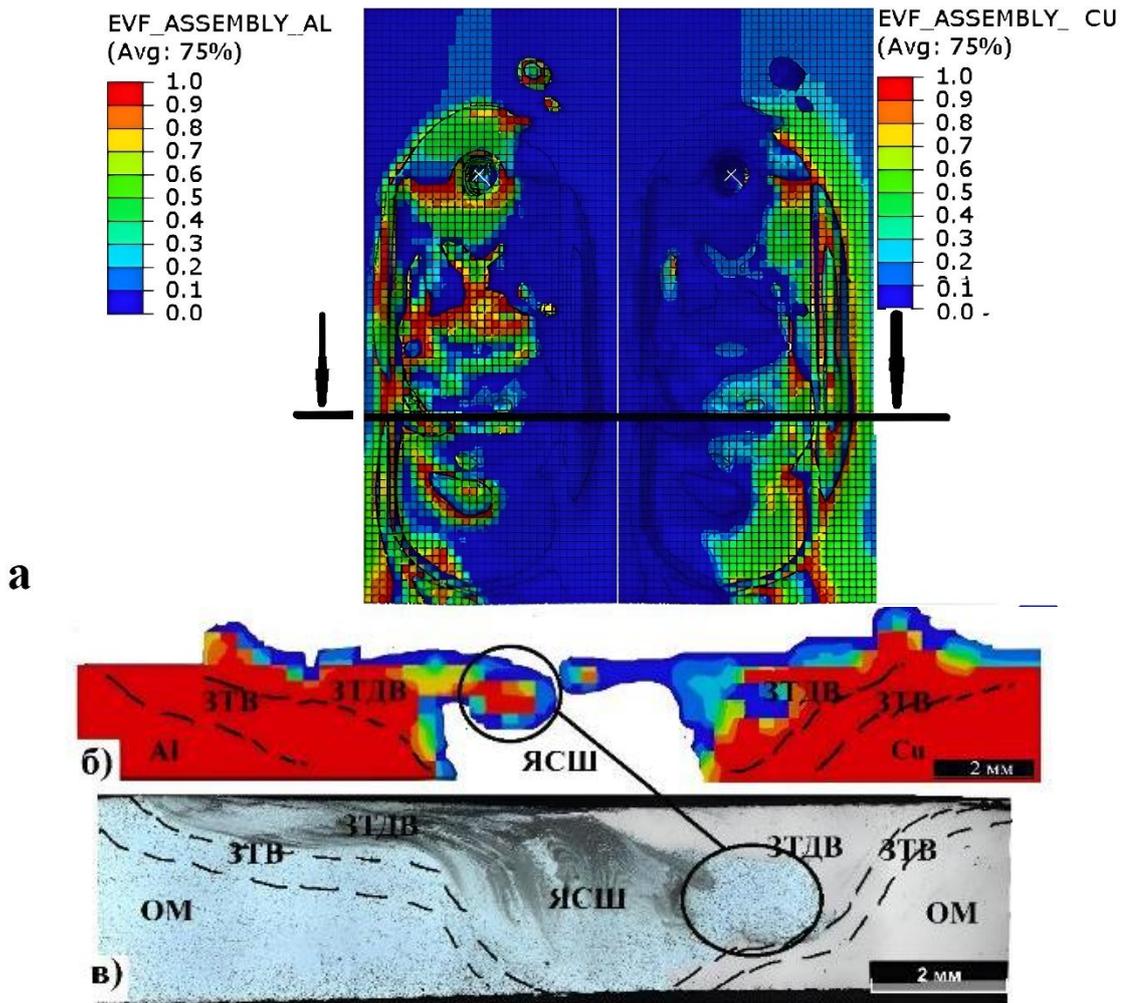


Рисунок 3.55 – Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности сварного соединения (а) при режиме 12 (смещение на алюминий 1 мм), срез промоделированного шва (б) и макрошлиф (в)

В режиме СТП ($\omega = 900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$) без смещения инструмента алюминий заполняет центральную часть шва и область под заплечиком (рис. 3.56а). Медь выдавливается на правую сторону СС в виде грата за счет вращательного движения СИ. Высота выдавленных металлов со стороны меди и алюминия одинаковы. При нулевом смещении инструмента потоки алюминия представлены в виде трех выступов, которые уменьшаются по мере спуска вниз от заплечика (рис. 3.56в). При сравнении реального макрошлифа (рис. 3.56в) и сечения сварного шва, полученного с помощью моделирования CEL (рис. 3.56б), наблюдается увеличение ширины выступа до 1 мм в ЯСШ. Объемные доли материалов равны между собой.

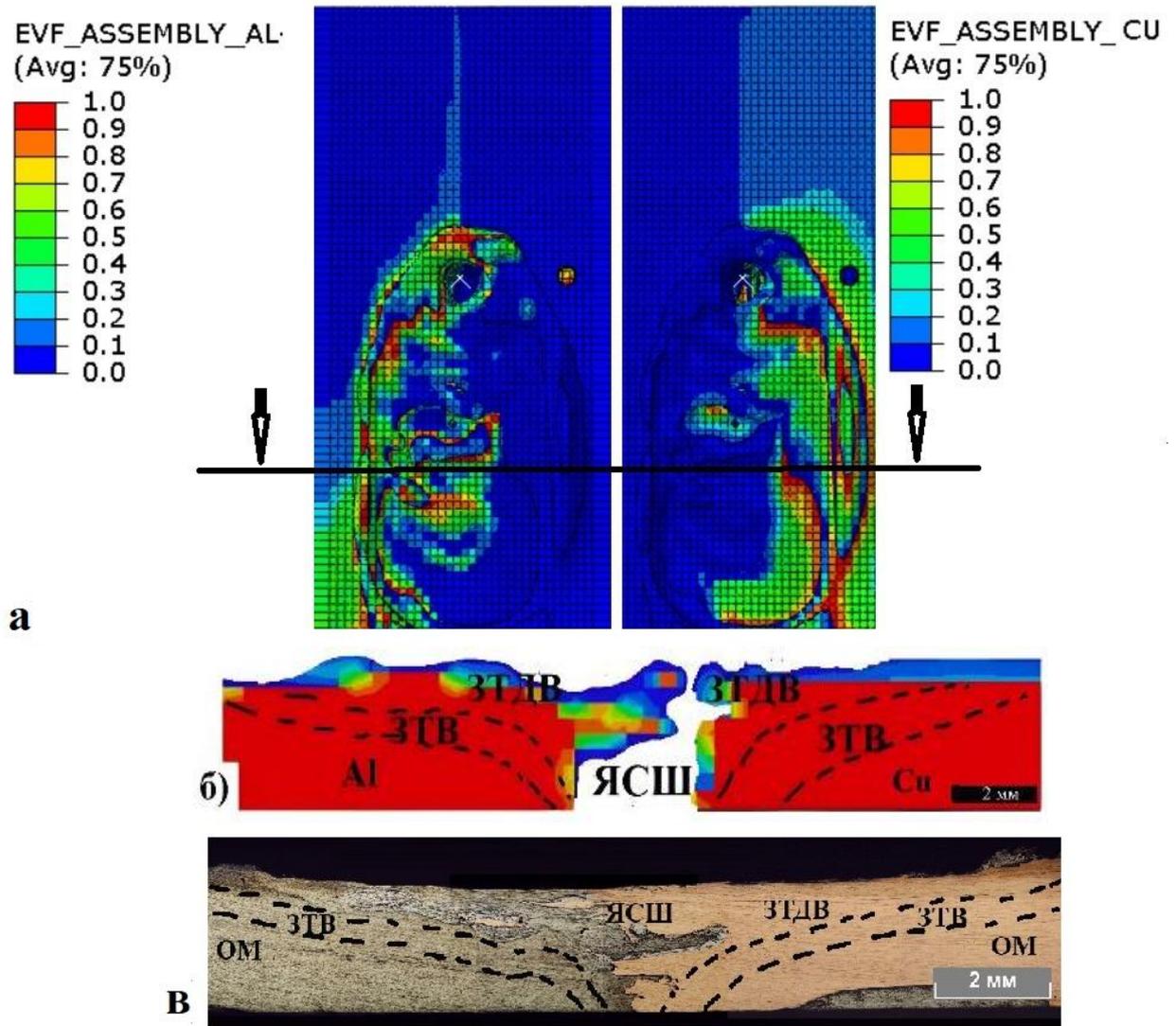


Рисунок 3.56 – Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности СС (а) без смещения *режим 13*, срез промоделированного шва (б) и макрошлиф (в)

С увеличением смещения СИ на медь происходит возрастание объемной доли меди (рис. 3.57а) на 18 % по сравнению с образцом без смещения (рис. 3.56а).

При смещении инструмента на медь 3 мм у заплечика большая длина дуги контакта с медным образцом. На рисунке 3.57б, в видно сходство распределения свариваемых металлов с перетеканием меди из ЯСШ в ЗТДВ. Разность ширины выступа меди в ЗТДВ со стороны медной пластины для спрогнозированного и полученного экспериментально случаев составляет 0,2 мм. Ширина шва при изменении положения СИ с алюминия на медь увеличивается с 16 до 19 мм.

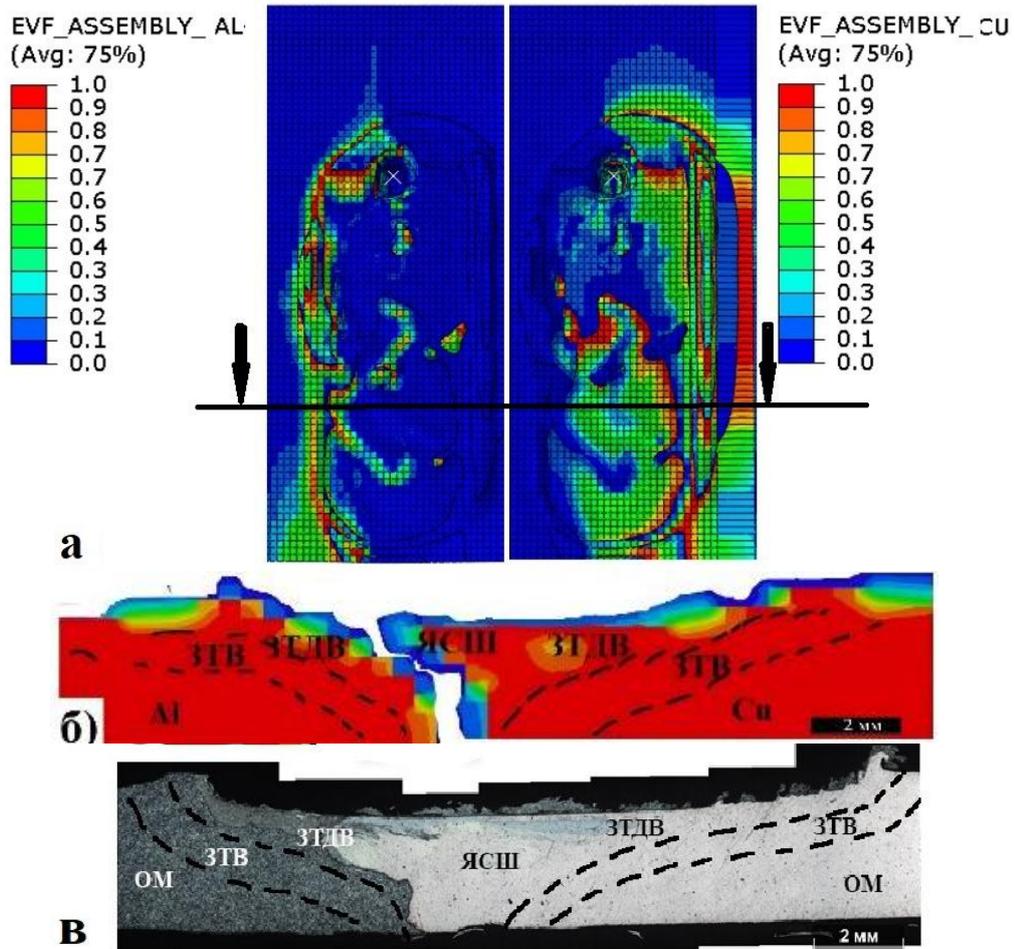


Рисунок 3.57 – Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности сварного соединения (а) при смещении на медь 1 мм, срез промоделированного шва (б) и макрошлиф (в)

При скорости сварки 41 мм/мин и частоте вращения инструмента 800 об/мин на образцах по *режимам б* (смещение на алюминий 1 мм) и *1б* (смещение на алюминий 2 мм) образуются пустоты в основном в средней и донной частях шва (рис. 3.58).

На рисунке 3.58б мы видим, что центральная часть ядра состоит из множества мелких пустот, при смещении инструмента на АД1 в 2 мм образуется канал в донной части ядра. Как показано на рисунке 3.58а, б, происходит уменьшение размеров туннельного дефекта с 33 до 19 % в ЯСШ. Это вызвано увеличением генерируемого количества теплоты от инструмента, так как большая площадь заплечика находится на медном сплаве. С увеличением смещения на алюминий (*режим б*) уменьшается количество материала, перешедшего в сверхпластическое состояние, и возникают два туннельных дефекта со стороны меди и донной части ядра (рис. 3.58б).

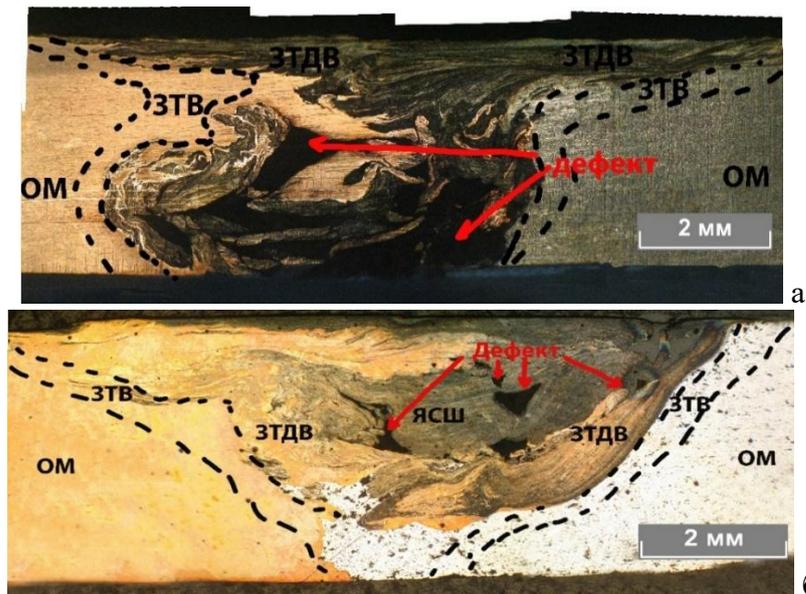


Рисунок 3.58 – Макрошлифы сварного шва (900 об/мин, 41 мм/мин, 3°) при различной величине смещения: а – $\delta_1 = -1$ мм (режим б); б – $\delta_1 = -2$ мм (режим 1б)

При увеличении частоты вращения инструмента до 1000 об/мин и постоянной скорости сварки 41 мм/мин на микрошлифах, выполненных на режимах 1б ($\delta_1 = -2$ мм), 23 ($\delta_2 = -1$ мм) и 2б ($\delta_3 = 2$ мм), наблюдаются туннельные дефекты в центральной и донной частях сварного шва (рис. 3.59).

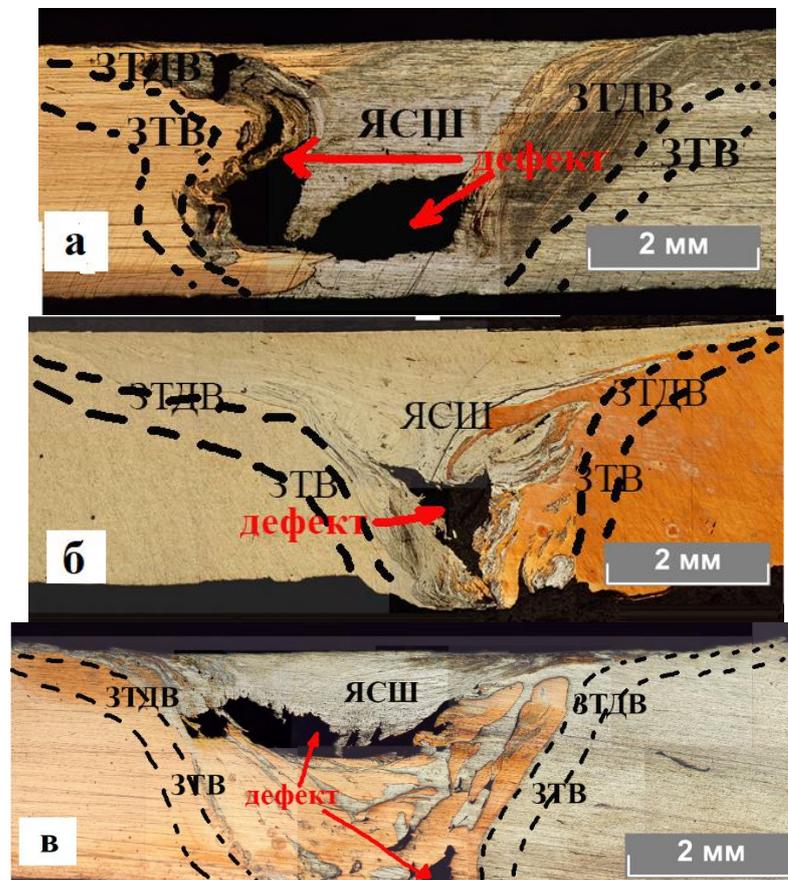
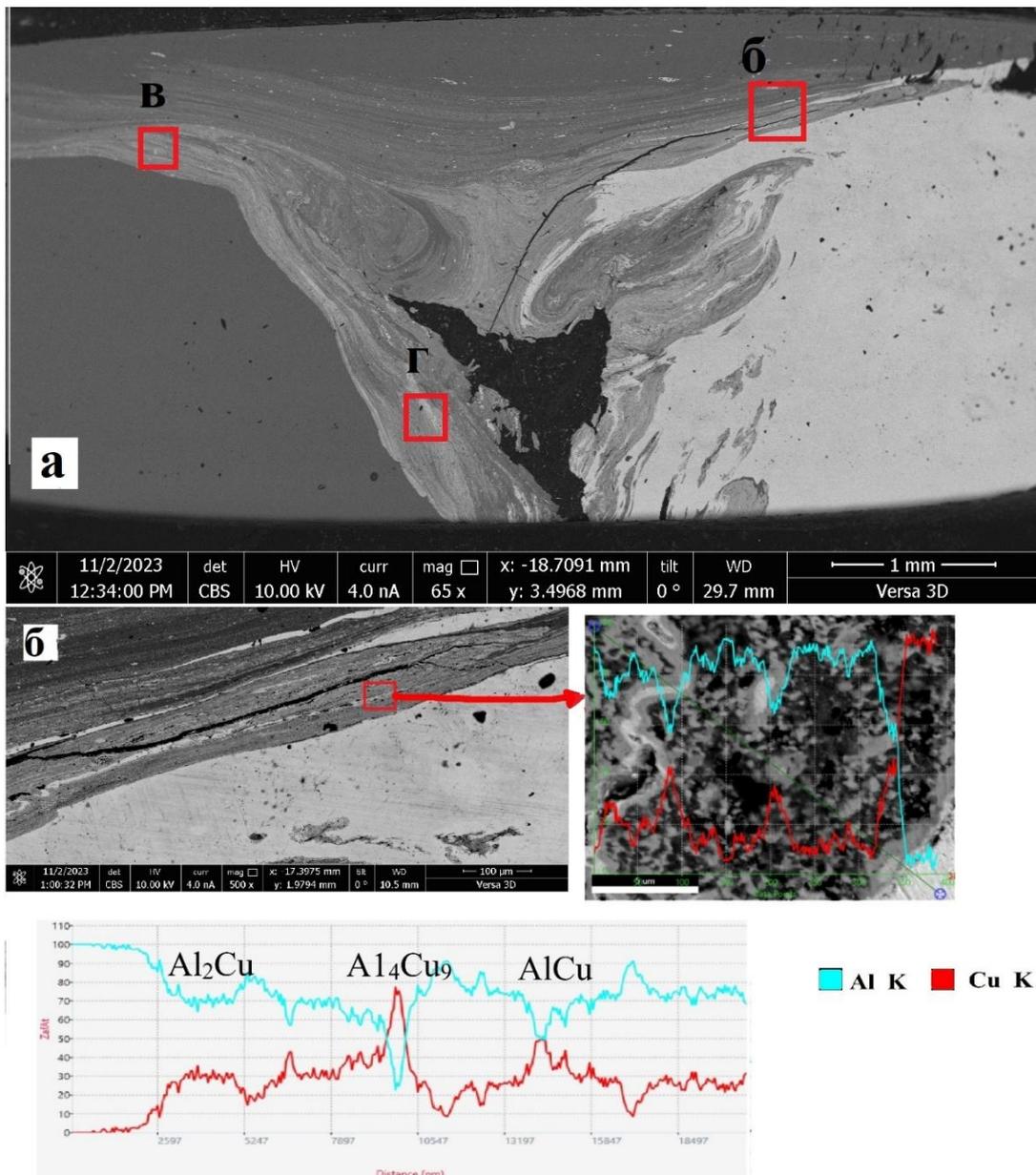


Рисунок 3.59 – Макрошлифы сварных швов алюминия и меди (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3°): а – $\delta_1 = -2$ мм (режим 17); б – $\delta_2 = -1$ мм (режим 18); в – $\delta_3 = 2$ мм (режим 19)

В ЗТДВ, непосредственно контактирующей с заплечиком инструмента, изгиб металла представлен в виде полосчатой структуры, что обусловлено пластическим течением материала в процессе СТП (рис. 3.59а-в). Ширина сварного шва увеличивается с 16,5 до 18 мм с уменьшением смещения на алюминий (рис. 3.59а, б). Кроме того, уменьшаются полости с 37 (режим 17) до 15 % (режим 18). При смещении на медь 2 мм (режим 19) происходит перегрев свариваемых материалов. В верхней и нижней частях ядра возникают несплавления с крупными фрагментами меди (рис. 3.60).



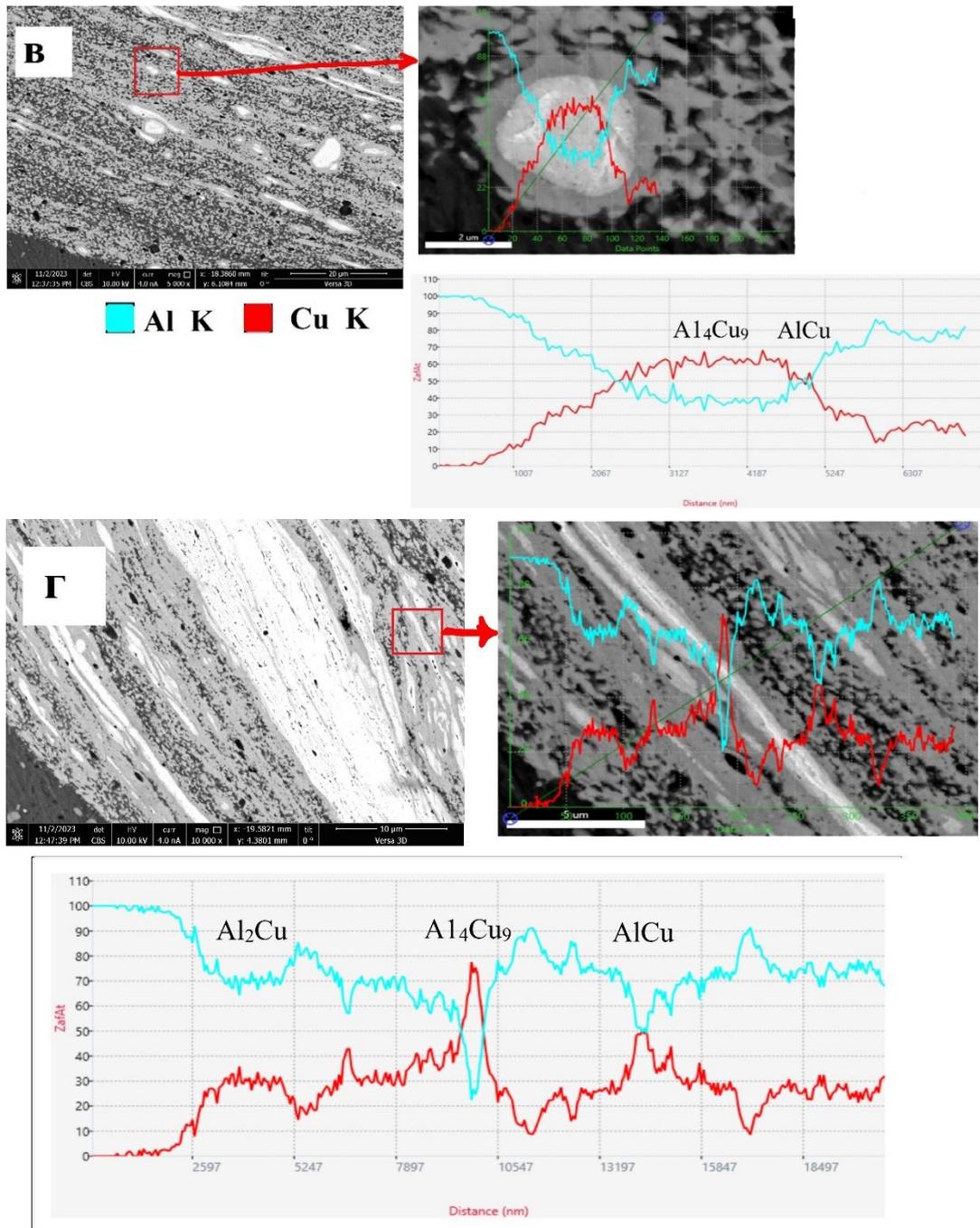


Рисунок 3.60 – Структура сварного шва при *режиме 18* (1000 об/мин, 41 мм/мин, 3°, смещение на алюминии 1 мм): а – макрошлиф шва; б – участок ЗТДВ со стороны меди; в – участок ЗТДВ со стороны алюминия; г – участок ЯСШ со стороны алюминия

Результаты исследования (рис 3.60а) зон ЯСШ и ЗТДВ показывают, что алюминий и медь неравномерно распределяются вдоль сечения сварного соединения. Видно, что инструмент захватывает медь с поверхности и средней части ЯСШ и перемещает в верхнюю часть алюминия. В ЗТДВ со стороны меди (рис. 3.60б) и в донной части ЯСШ (рис. 3.60г) наблюдаются интерметаллидные прослойки толщиной 6–12 мкм. В ЗТДВ под заплечиком видны крупные фрагменты меди, а со

стороны алюминия в ЗТДВ, в области воздействия заплечика со стороны алюминиевого образца, – более крупные фрагменты (2 мкм) М1 и мелкие частички, которые однонаправлены со слоями АД1.

При смещении пина на 1 мм в медь размеры интерметаллидных слоев находятся в интервале от 2 до 5 мкм, что положительно влияет на прочностные свойства шва. Профиль распределения микротвердости на микрошлифах сварного соединения со смещением на алюминий и медь (900 об/мин, 25 мм/мин) показаны на рисунке 3.61.

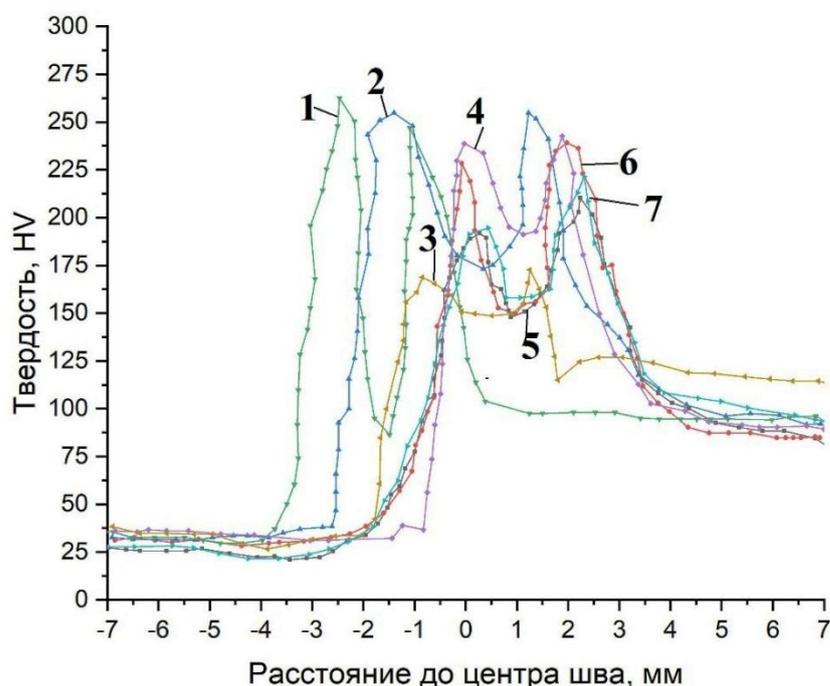


Рисунок 3.61 – Распределение микротвердости по центральной линии макрошлифов (900 об/мин, 25 мм/мин, 3^0): 1 – $\delta_1 = -3$ мм (режим 10); 2 – $\delta_2 = -2$ мм (режим 11); 3 – $\delta_3 = -1$ мм (режим 12); 4 – $\delta_4 = 0$ мм (режим 15); 5 – $\delta_5 = 1$ мм (режим 2); 6 – $\delta_6 = 2$ мм (режим 14); 7 – $\delta_7 = 3$ мм (режим 15)

При увеличении смещения инструмента от 0 до 3 мм на алюминий средняя твердость ЗТДВ повышается с 227 до 268 HV, а дальнейшее увеличение смещения инструмента до 3 мм на медь приводит к заметному уменьшению средней твердости до 209 HV. Такое распределение микротвердости вызвано увеличением количества крупных и мелких фрагментов меди при больших смещениях на медь.

Из схемы смещения инструмента (рис. 1.9) видно, что нормальным смещением пина к границе раздела свариваемых металлов можно добиться необходимого

соотношения массы алюминия и меди, участвующих в формировании шва. Поэтому смещение СИ оказывает влияние на механические характеристики СС (рис. 3.62).

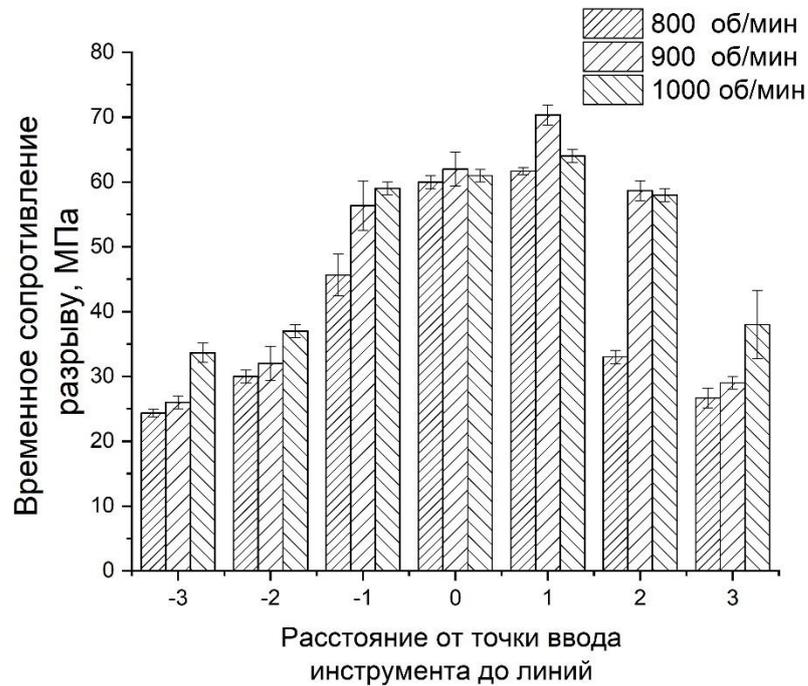


Рисунок 3.62 – Зависимость относительной прочности от смещения инструмента (25 мм/мин)

Согласно диаграмме состояния сплавов системы Al – Cu (рис. 1.9), увеличение доли меди с 0 до 53,5 масс.% (~ 31,9 ат.% меди) в бинарной смеси алюминия с медью образуется интерметаллид Al_2Cu . Один из способов уменьшения возможности образования интерметаллидов – поддержание высокого содержания меди. Максимальная растворимость алюминия в меди составляет около 8 масс.%. Это указывает на то, что доля меди в сварном шве должна быть выше 91 масс.%. Такого соотношения доли меди и алюминия можно добиться, установив пин инструмента со смещением в сторону медного образца на расстояние от 0,5 до 1,0 мм. Данное техническое решение позволяет достичь прочностных свойств шва на уровне алюминия.

3.4 Влияние угла наклона и глубины проникновения сварочного инструмента на механические свойства разнородного сварного соединения

Одним из главных параметров режима СТП является угол наклона сварочного инструмента относительно вертикали (рис. 1.1), влияющий на генерацию тепловой энергии.

Гистограмма зависимости временного сопротивления на растяжение разнородного соединения «алюминий + медь», полученного при скорости вращения СИ 900 об/мин и скорости сварки 25 мм/мин, от угла наклона сварочного инструмента приведена на рисунке 3.63.

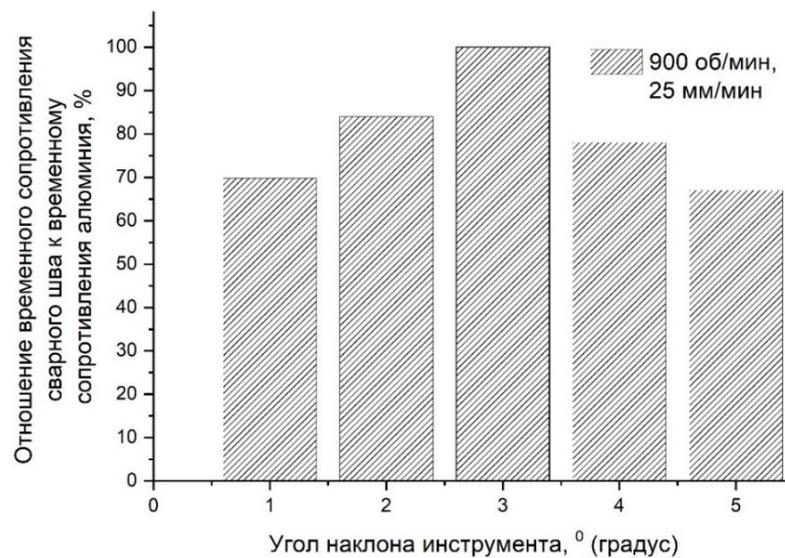


Рисунок 3.63 – Зависимость относительной прочности от угла СИ (900 об/мин, 25 мм/мин, смещение на медь 1 мм)

При исследовании зависимости механических свойств шва от угла наклона СИ выявлено, что наибольшее значение прочности на разрыв соответствует *режиму 2* при угле наклона 3°. При малых углах наклона инструмента *режимах 20* (1°) и *21* (2°) площадь соприкосновения заплечика с заготовкой близка к максимуму. Это приводит к генерированию ежесекундно большого количества теплоты, что сопровождается уменьшением прочности СС (рис. 3.63).

Большие углы отклонения СИ в *режимах 22* (4°) и *23* (5°) приводят к образованию поверхностных дефектов в виде надрывов, гратов и неравномерных чешуек шва. Самые высокие показатели временного сопротивления при разрыве соответствует углу наклона СИ 3° (рис. 3.64).

Величина и скорость заглубления СИ в свариваемые образцы влияют на перераспределение теплоты и перенос металлов в зонах шва. На рисунке 3.65 представлена зависимость прочности СС от величины заглубления СИ.

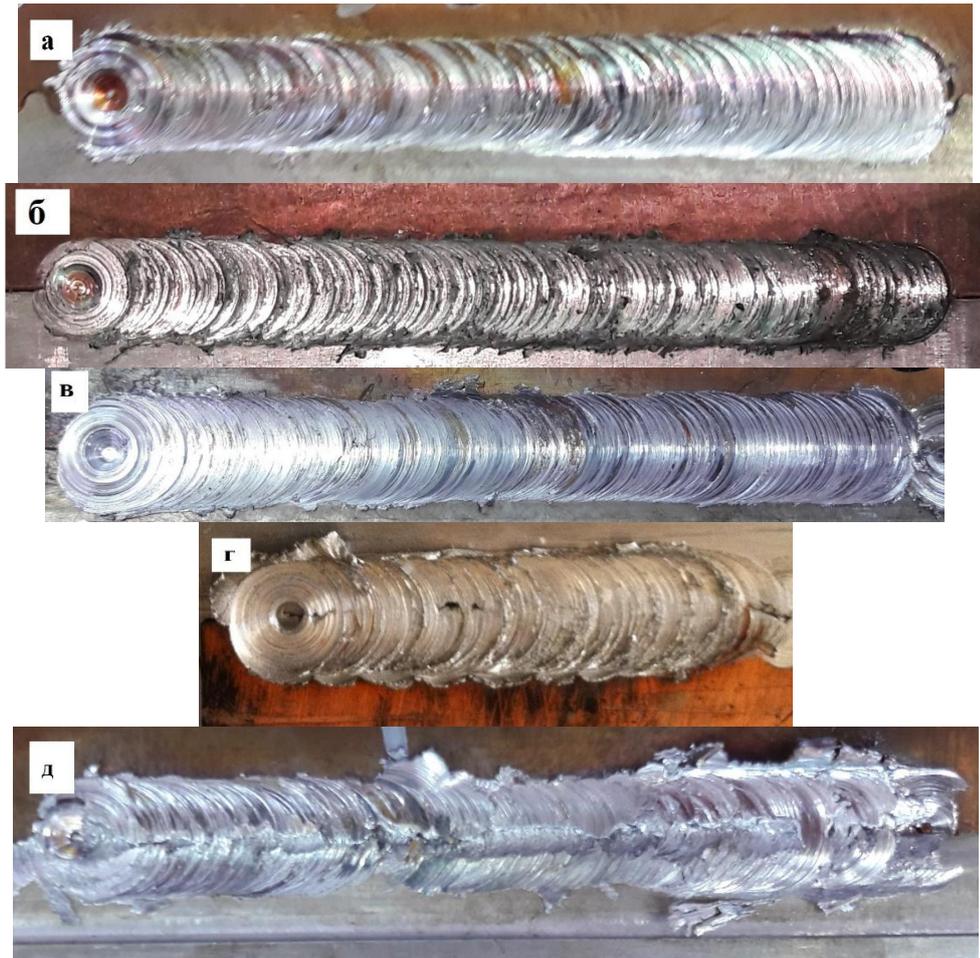


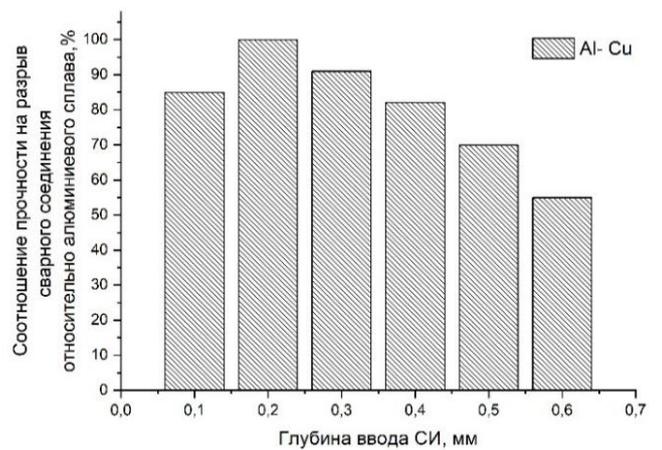
Рисунок 3.64 – Внешний вид сварного шва в образцах, полученных с разными углами наклона СИ (900 об/мин, 25 мм/мин, смещение на медь 1 мм): а – 1°; б – 2°; в – 3°; г – 4°; д – 5°



а



б



в

Рисунок 3.65 – Зависимость относительной прочности от заглублиения СИ (в): а – заглублиение 0,2 мм; б – заглублиение 0,1 мм

При большом заглублиении СИ происходит выталкивание свариваемых металлов в тангенциальном (нормально к шву) направлении, формирование ленточного грата и утонение сварного шва, а также перегрев свариваемых образцов.

Наиболее оптимальным является заглубливание СИ относительно поверхности деталей на 0,2 мм, что подтверждается гистограммой (рис. 3.65в).

Выводы по главе 3

1. Увеличение частоты вращения инструмента от 800 до 1000 об/мин приводит к возрастанию генерации тепловой мощности от 650 до 2500 Вт и снижению аксиального усилия на 40 % по сравнению с 800 об/мин. Изменение значения генерируемой СИ тепловой энергии напрямую влияет на значения пиковых температур в зонах сварного шва. Если в ЗТДВ и ЯСШ не достигаются температуры перехода в сверхпластическое состояние, то образуются дефекты, снижающие значения временного сопротивления. Максимальные значения временного сопротивления сварного соединения соответствует скоростям вращения 900 (70 МПа) и 1000 об/мин (69 МПа). При скорости вращения 900 об/мин разрушение сварного соединения при растяжении происходило по основному металлу – алюминию.

2. Рост скорости сварки от 25 до 63 мм/мин при частоте вращения СИ 900 об/мин приводило к уменьшению вводимой погонной тепловой мощности в сварной шов. При большой скорости сварки (63 мм/мин) в ЯСШ и ЗТДВ происходило образование пустот и тоннелей из-за недостаточной температуры металлов. При скоростях сварки 41–63 мм/мин наблюдались значительные колебания потребляемой двигателем станка мощности, так как свариваемые материалы не успевали стабильно перейти в СПС. При скоростях сварки 41 и 63 мм/мин временное сопротивление уменьшалось на 10–14 и 15–20 % соответственно по сравнению с прочностью при скорости 25 мм/мин.

3. Смещение инструмента от 3 до 0 мм на алюминий при фиксированных значениях частоты вращения и скорости сварки приводит к увеличению объемной доли меди в сварном шве от 4 до 20 %, сопровождающемуся возникновением дефектов в виде несплавления донной части со стороны меди. С увеличением смещения на медь возможно получение бездефектных сварных соединений, максимальные механические свойства сварного соединения получали при смещении СИ на 0,5–1,0 мм в сторону меди.

4. В ЯСШ и ЗТДВ формируется ламеллярный слой, состоящий из алюминия, меди и ИМС, поэтому зону сварного шва можно рассматривать как слоистый композит, состоящий из фрагментов меди компактной или пластинчатой формы,

равномерно перемешанных с алюминием. Формирование композиционной структуры сварного шва с толщиной ИМС от 2 до 5 мкм не снижает значений механических свойств сварного соединения. При повышенной скорости сварки выделение ИМФ в ЯСШ достигает наибольших размеров, что связано с вовлечением в деформацию большего количества металла за один оборот СИ и с уменьшением длительности контакта инструмента с ЯСШ.

5. Рентгенофазовый анализ показал, что фазы Al_4Cu_9 и Al_2Cu в основном распределены в зоне прилегания к меди, а фазы $AlCu$ и Al_2Cu – в области, прилегающей к алюминию и граничащей с центральной зоной ЯСШ.

6. Разработана конечно-элементная эйлерово-лагранжева (CEL) модель СТП алюминия и меди, которую верифицировали с использованием результатов эксперимента. Использование компьютерного моделирования позволило установить необходимые параметры режима СТП для соединения М1 и АД1 с учетом получаемого распределения температурных полей и вероятности формирования дефектов.

7. Увеличение частоты вращения СИ с 800 до 1000 об/мин привело к росту пиковой температуры со стороны медной пластины с 492 (800 об/мин) до 692 °С (1000 об/мин). Расхождение между расчетными и экспериментальными значениями температуры не превысило 9 %.

8. Моделирование подтвердило, что при скорости вращения инструмента 900 об/мин и скорости сварки 25 мм/мин формируется бездефектное сварное соединение, а при скорости сварки 41 и 63 мм/мин на макрошлифах на 10 % меньше размер пустот, чем на смоделированных.

Глава 4. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СТП АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ

4.1 Методика расчета режимов СТП

На основе выявленных механизмов формирования сварного шва при СТП разработана упрощенная методика расчета режимов СТП, позволяющая получить сварные соединения различной толщины с высокими показателями прочности при минимальном объеме предварительных экспериментов. Основными выбираемыми параметрами режима СТП являлись: частота вращения СИ и величина прикладываемой к СИ аксиальной силы, обеспечивающей необходимые условия для физического контакта между свариваемыми деталями и СИ. В частности, для разнородного соединения алюминия и меди при частоте вращения $\omega = 900$ об/мин аксиальное усилие $F = 5000$ Н обеспечивает генерирование тепловой мощности в течение всего процесса сварки.

В наших работах [143–146, 148] предложен подход к моделированию динамики температурного поля в СТП, основанный на системе уравнений теплового баланса для элементов свариваемых изделий. Практически симметричное распространение тепла в области, примыкающей к СИ, позволяет ограничиться для решения производственных задач одномерной моделью.

В работе [144] рассматривалась температурная модель при СТП однородных пластин встык, а в работе [143] – при разнородном соединении пластин внахлест. Динамика изменения температуры в массивных изделиях рассматривалась в работе [148].

Описанные эксперименты по СТП показали, что наиболее эффективное заполнение лицевой поверхности шва происходит, когда ось вращения СИ отклоняется от нормали к поверхности металлов на угол $\alpha = 2\text{--}3^\circ$ в противоположном направлении от перемещения инструмента.

Широкий диапазон скоростей вращения затрудняет выбор рациональной величины этого параметра, поэтому предлагается в качестве ограничивающих условий выбора величины ω в зависимости от свойств свариваемых металлов учитывать: температуру перехода в СПС, температуру плавления, скорость пластической деформации, величину зерен ИМФ и температуру протекания реакции между атомами соединяемых разнородных металлов.

В качестве примера ниже рассматривается процесс расчета СТП пластин толщиной $h = 3$ мм. Частота вращения СИ ω подбирается такая, чтобы обеспечивалась

необходимая величина генерируемой тепловой мощности при фрикционном нагреве. Коэффициент скольжения δ между заплечиком и заготовкой зависит от чистоты обработки поверхности заготовки, его значение принималось $\delta = 0,31$.

Форма инструмента для расчетного моделирования температуры зон шва рассматривалась с плоским заплечиком и усеченным конусом-пином (рис. 4.1).

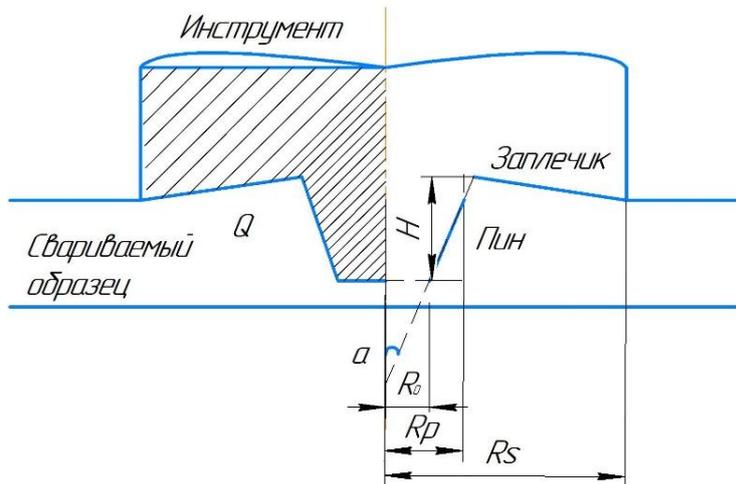


Рисунок 4.1 – Форма инструмента: R_s – радиус заплечика СИ; R_p – радиус пина у основания СИ; H – длина пина СИ

Генерируемая в результате трения СИ и образца тепловая мощность и ее часть, поступающая в образец, могут изменяться в процессе сварки по мере изменения температуры в области контакта. Это связано с тем, что при приближении температуры к точке перехода материала в СПС уменьшаются коэффициенты трения и вязкости, следовательно, снижается выделение энергии [146, 148].

Для расчета выделяющейся в единицу времени тепловой энергии применялась модифицированная формула Шмидта [146, 147, 150]:

$$P_Q = \left(\frac{2\pi}{3}\right) \omega [\delta \tau + (1 - \delta) \mu(T) P_V] \cdot \left[(R_S^3 - R_p^3) + R_p^2 \left[1 + \frac{R_0}{R_p} + \left(\frac{R_0}{R_p}\right)^2 \right] \sqrt{H^2 + (R_p - R_S)^2} \right], \quad (4.1)$$

где δ – коэффициент скольжения между заплечиком и заготовкой ($\delta = 0,31$), зависящий от обработки поверхности;

T – абсолютная температура в области соприкосновения СИ с металлом;

ω – угловая скорость вращения СИ;

τ – напряжение сдвига при пластической деформации.

Рассмотрим процедуру расчета на конкретном примере. Аксиальное давление P_v , оказываемое заплечиком СИ на заготовку, выражается формулой:

$$P_v = F/S,$$

где F – аксиальное усилие, прикладываемое к СИ;

$$S = \pi R_s^2 – \text{площадь заплечика СИ};$$

$R_s = 7$ мм – радиус заплечика инструмента, изготовленного из стали У8.

В рассматриваемом примере радиус пина у основания инструмента составлял $R_p = 3$ мм, а его длина $H = 2,8$ мм.

Для расчета режима СТП вводились следующие данные:

$T = 298$ К – начальная абсолютная температура среды и заготовок;

$\omega = 900$ об/мин – частота вращения СИ;

$\tau = 32 \cdot 10^6$ Па – напряжение сдвига, текучести меди.

Первый этап. Расчет режимов СТП проводился с использованием справочных данных о физико-механических свойствах соединяемых металлов, а также о температуре начала процесса плавления. При сварке разнородных металлов в расчете принималась меньшая по величине температура плавления. Корректировка расчетных параметров СТП производилась с учетом расчетной линейной скорости сварки, связанной с эффективным коэффициентом трения [151–153].

Эффективный коэффициент трения $\mu(T)$ между сварочным инструментом и заготовкой (алюминий и медь) рассчитывался по формуле:

$$\mu(T) = \frac{1}{2 \cdot (\pi \cdot R_p)} [\mu_1(T) \cdot (\pi \cdot R_p + 2\delta l) + \mu_2(T) \cdot (\pi \cdot R_p - 2\delta l)], \quad (4.2)$$

где δl – длина дуги смещения первого полукольца.

В формуле 4.2 коэффициенты трения СИ и заготовки обозначены как μ_1 (для меди) и μ_2 (для алюминия). Их зависимость от температуры моделируется формулой:

$$\mu_j(T) = \mu_{0j} \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{\pi} \arctg [0,01(T - T_{mj})] \right], j=1, 2. \quad (4.3)$$

Здесь μ_{01} и μ_{02} – коэффициенты трения СИ с медью и алюминием, а T_{m1} и T_{m2} – температуры плавления материалов.

В формуле 4.2 эффективный коэффициент трения принимался между медью и сталью $\mu_1 = 0,73$ и алюминием и сталью $\mu_2 = 0,47$. Расчетный эффективный коэффициент трения между СИ и заготовкой составил $\mu(T) = 0,38$.

Радиус заплечика СИ влияет на количество ежесекундно генерируемой в процессе СТП тепловой энергии (рис. 4.2).

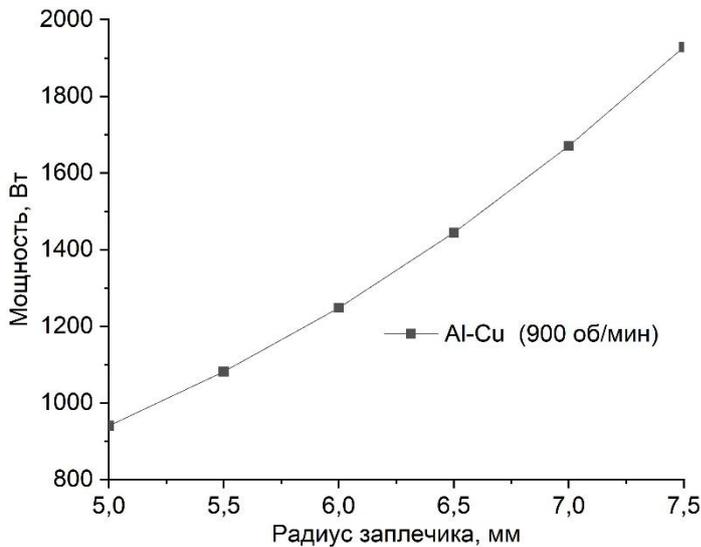


Рисунок 4.2 – Зависимость выделяемой мощности СИ при СТП от радиуса заплечика: осевое усилие СИ для сочетания «алюминий – медь» 5000 Н, частота вращения 900 об/мин

Кривая мощности от радиуса заплечика на рисунке 4.2 имеет нелинейную зависимость, что вызвано различием эффективных коэффициентов трения и величин напряжения сдвига (текучести).

Второй этап. Для процессов сварки в твердой фазе необходимо оценивать скорость пластической деформации $\dot{\epsilon}$. Скорость деформации рассчитывается как отношение скорости деформирования к толщине деформированного слоя заготовки [155]. В работе [156] приведена формула для оценки данной величины при СТП:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\omega R_s}{D(R_s)}, \quad (4.4)$$

где ω – угловая скорость вращения инструмента (c^{-1});

$D(R_s)$ – толщина деформированного слоя как функция от радиуса заплечика, мм.

Для подсчета скорости деформации $\dot{\epsilon}$ необходимо знать радиус R_s и толщину деформированного слоя $D(R_s)$, которая оценивается по макрошлифу.

Для сварки алюминия и меди при скорости вращения СИ $\omega = 900$ об/мин скорость пластической деформации составила $\dot{\epsilon} = 219,2 c^{-1}$. Скорость деформации лежит в разумных пределах – 200–4000 c^{-1} . В случае, когда при принятой для расчетов величине скорости вращения СИ ω скорость пластической деформации $\dot{\epsilon}$

выходит за указанные пределы, осуществляется корректировка скорости вращения до обеспечения перехода в СПС в зоне сварки.

Третий этап. Корректировка параметров осуществляется для обеспечения необходимой прочности шва, которая зависит от температуры, определяющей величину среднего размера рекристаллизованных зерен, возникающих в области сварки. Недопустимо развитие процессов укрупнения зерен в результате собирательной, а тем более аномальной рекристаллизации [154]. При определенном размере зерна возможно купирование процесса перехода в СПС и появление дефектов в СС, так как подавляются ротационные моды пластической деформации, которые уменьшают вклад в СП процесса динамической рекристаллизации путем зернограничного проскальзывания [131]. Одним из способов увеличения скорости перехода металла в СПС является уменьшение погонной энергии, то есть снижение скорости вращения СИ. Силовой параметр F процесса выбирается на основе анализа физико-механических величин, характеризующих свариваемые материалы: модуля сдвига, величины напряжений текучести при переходе в СПС с учетом геометрических характеристик СИ, определяющих «проникающую» способность (заглубление) СИ в условиях его вращения при СТП.

В работах [146, 147] была получена система уравнений теплового баланса выделенных элементов свариваемых образцов:

$$\begin{aligned}
 \frac{dT_{jk}}{dt} = & \frac{2[w\delta_{k,0} + (1-w)\delta_{k,1}]P_j}{\pi_0^2 h \rho_j c_j a^{2k} (a-1) \left[1 + a - (-1)^j \cdot \left(\frac{4\delta p}{\pi_0} \right) a^{-k} \right]} + \\
 & + \frac{2\chi_j \left[a + \left(\frac{2\delta p}{\pi_0} \right) a^{-(k-1)} \right] (1 - \delta_{k,0})}{r_0^2 \rho_j c_j a^{2k} (a-1)^2 \left[1 + a - (-1)^j \left(\frac{4\delta p}{\pi_0} \right) a^{-k} \right]} (T_{1(k-1)} - T_{1k}) + \\
 & + \frac{2\chi_j \left[a + \left(\frac{2\delta p}{\pi_0} \right) a^{-k} \right]}{r_0^2 \rho_j c_j a^{2k} (a-1)^2 \left[1 + a - (-1)^j \cdot \left(\frac{4\delta p}{\pi_0} \right) a^{-k} \right]} (T_{j(k+1)} - T_{jk}) + \\
 & + \frac{2\varepsilon_j \sigma}{c_j \rho_j h} (T_c^4 - T_{jk}^4) + \frac{2\omega}{c_j \rho_j h} (T_c - T_{jk}), j = 1, 2.
 \end{aligned} \tag{4.5}$$

В уравнениях (4.5) P_1 и P_2 – тепловые мощности, выделяющиеся соответственно в меди и алюминии; w – доля тепловой мощности, выделяющейся в области контакта пина с первым кольцевым элементом; $a(1-w)$ – доля теплоты, выделяющейся в области контакта с заплечником; $\delta_{k,k'}$ – дельта-символ Кронекера; χ_1 и χ_2 – теплопроводность меди и алюминия, c_1 и c_2 – удельная теплоемкость АД1 и М1; ρ_1 и ρ_2 – плотность меди (алюминия), ε_1 и ε_2 – коэффициенты поглощения излучения меди и алюминия; σ – постоянная Стефана – Больцмана; T_c – температура окружающей среды.

Полученная система из $N + 1$ уравнений (4.5) является замкнутой. Решение этой системы при заданных $N + 1$ начальных значениях температуры элементов $T_k(0)$, где теперь $k = 0, 1, \dots, N$, определяет зависимость от времени температуры полукольцевых элементов [143].

Зависимость максимальной температуры и скорости сварки от радиуса заплечика для сварки алюминия и меди представлена на рисунке 4.3.

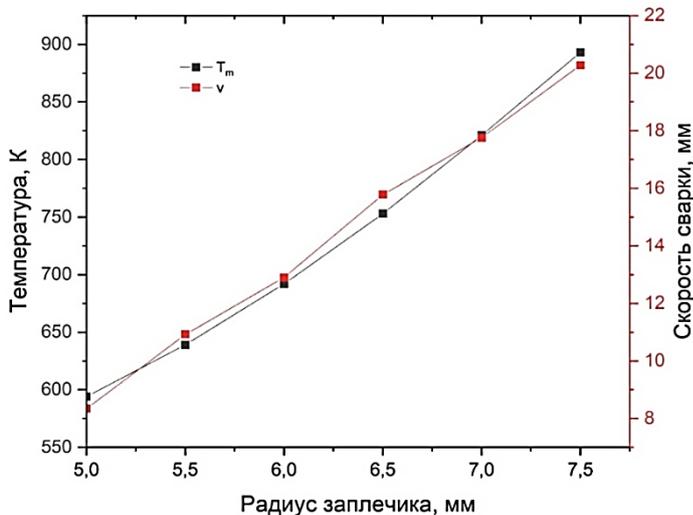


Рисунок 4.3 – Зависимость максимальной температуры и скорости сварки от радиуса заплечика: усилие – 5000 Н; частота вращения – 900 об/мин; смещение на медь – $\delta p = 1$ мм

При использовании станка с минимальной скоростью подачи $v = 25$ мм/мин радиус заплечика, необходимого для активации процесса СТП и достижения температуры перехода в СПС, составляет не менее 7 мм.

Для расчетов режима СТП является достаточной система из девяти уравнений теплового баланса, которые учитывают теплофизические свойства свариваемых материалов и потери энергии на конвекцию, излучение, теплообмен со средой

и подкладкой. Они позволяют рассчитать температуру на определенных расстояниях от оси СИ.

Четвертый этап. При корректировке величин параметров СТП следует учитывать технико-экономические показатели как оборудования, так и производства, то есть возможность практической реализации рекомендуемых величин, определяющих режим сварки. Одним из ограничений процесса СТП выступает предел прочности материала СИ при изгибе. С возрастанием температуры этот предел снижается. Увеличение угла наклона инструмента ведет к увеличению объема захватываемого металла в области СТП и уменьшению выделяемой тепловой мощности. Поэтому при большом угле наклона СИ материал не переходит в СПС, что приводит к ухудшению качества сварного шва: ширины, шероховатости (чешуйчатости), выпуклости или ослабления.

Численное решение системы уравнений 4.2 для выделенных элементов моделирует динамику температурного поля свариваемых образцов. Это позволяет оценить величину линейной скорости СТП [146, 148]:

$$v = \frac{(r_1 - r_0)}{t(\eta T_m)},$$

где r_1 и r_0 – радиусы кольцевых элементов образца.

Величина параметра η в формуле линейной скорости корректируется с учетом экспериментальной величины скорости. Дополнительным корректирующим фактором при сварке металлов с ограниченной взаимной растворимостью выступают температурно-временные условия зарождения и роста прослоек ИМФ. При этом следует учитывать изменение термических и деформационных параметров процесса при подавлении этого отрицательного фактора.

Так как у меди температура перехода в СПС выше, чем у алюминия, поперечное смещение СИ при СТП желательно производить в сторону меди для большего прогрева медного образца. В частности, смещение на медь $\delta r = 1$ мм (рис. 4.4) позволило одинаково прогреть медные и алюминиевые части образца. При этом СИ большую часть заплечика находился внутри медной заготовки. Для обеспечения технологически обоснованной скорости СТП в рассматриваемом примере величина генерируемой мощности $P_0 = 1670$ Вт являлась достаточной.

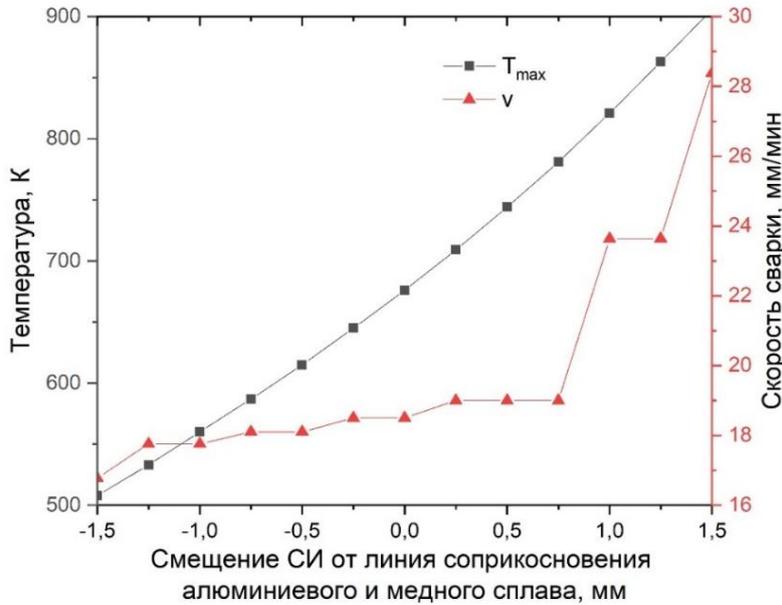


Рисунок 4.4 – Зависимость максимальной температуры и скорости сварки от смещения СИ при осевом усилии 6000 Н, радиусе заплечика $R_s = 7$ мм, скорости вращения 900 об/мин

Были произведены расчеты пиковых значений температур и скорости сварки от частоты вращения СИ (рис. 4.5).

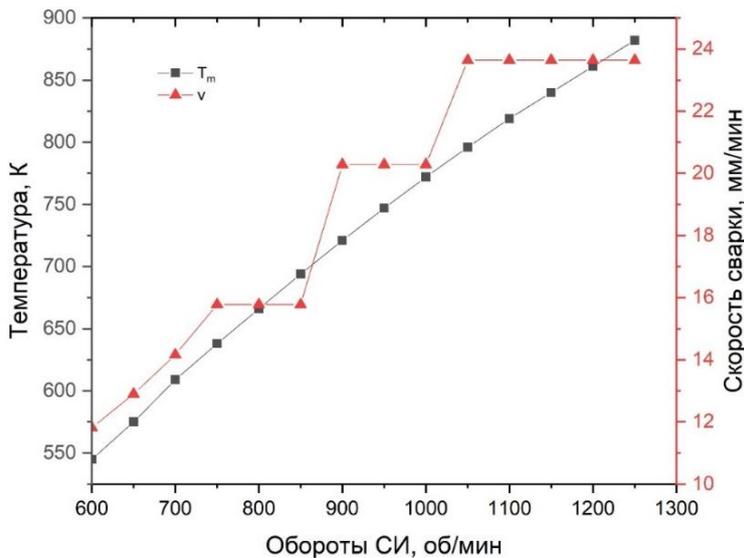


Рисунок 4.5 – Зависимость максимальной температуры и скорости сварки от частоты вращения СИ при осевом усилии $F = 5000$ Н, радиусе заплечика $R_s = 7$ мм, смещении на медь $\delta r = 1$ мм

Из расчетов режимов СТП, результаты которых представлены на рисунке 4.4, скорость сварки образца из АД1 и М1 составила 23,6 мм/мин при смещении на $\delta r = 1$ мм, а при смещении на $\delta r = 0,5$ мм – 18,1 мм/мин. Из этого можно сделать вывод, что увеличение смещения СИ в интервале от 0,75 до 1,25 мм позволяет увеличить скорость сварки [151–153].

Для расчетов режимов СТП представлен алгоритм подбора и расчета параметров режима СТП для разнородного соединения (рис. 4.6).

Технологические параметры режимов СТП для стыковых соединений представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Технологические параметры СТП стыковых разнородных соединений

Свариваемые материалы	Толщина, мм	Угол наклона СИ, °	Смещение СИ, мм	Скорость вращения СИ, об/мин	Скорость сварки, мм/мин	Усилие СИ, Н	Выделяемая мощность СИ, Вт	Расчетная максимальная температура при СТП, К
АД1+М1	3	3	на медь 1 мм	900	21,3	5000	1680	820

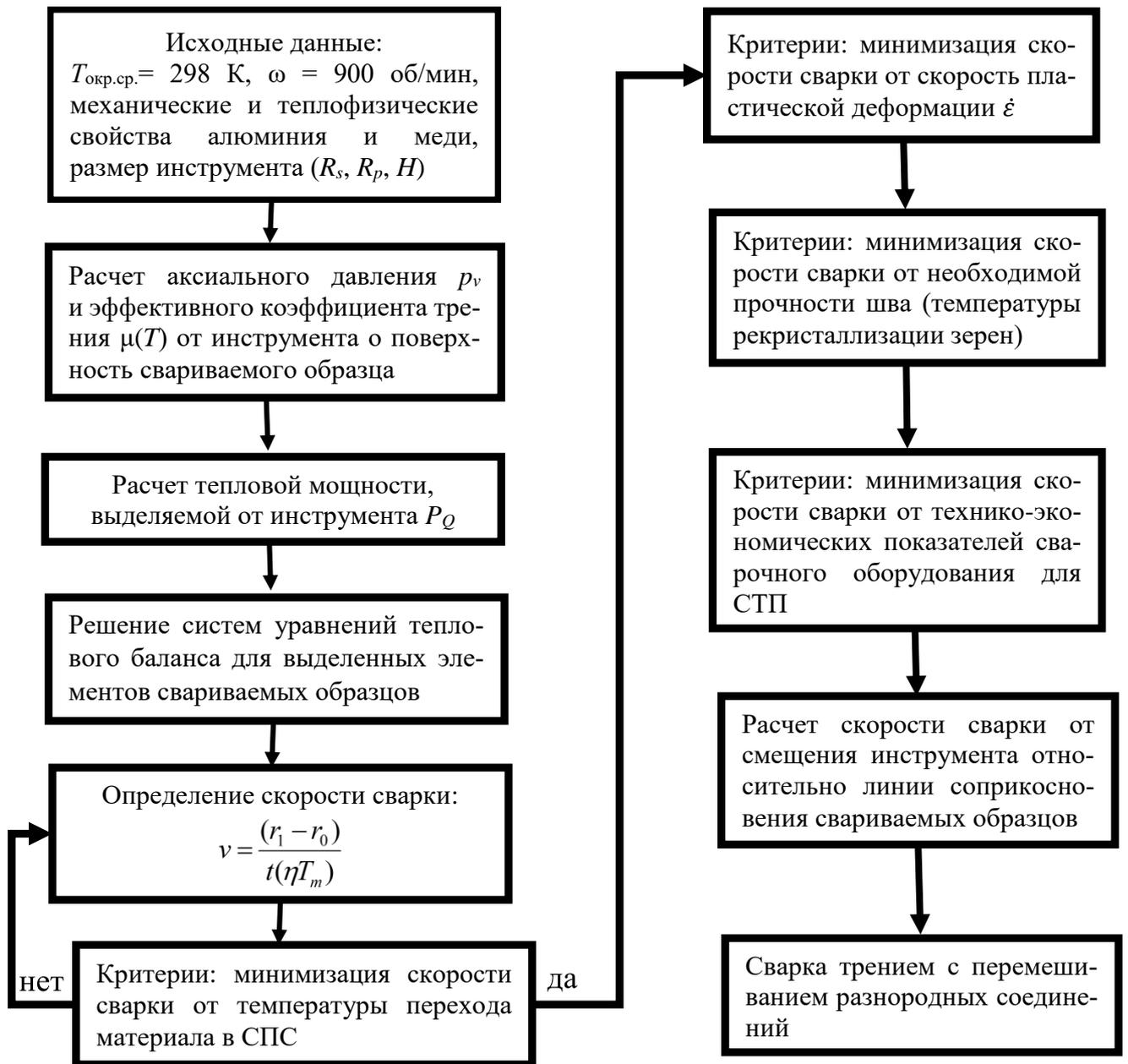


Рисунок 4.6 – Алгоритм подбора и расчета параметров режима СТП для разнородного соединения

Учитывая расчеты параметров режимов СТП, компьютерное моделирование и исследование механических характеристик и макрошлифов сварных соединений

позволяет говорить о том, что область технологических режимов СТП, которые обеспечивают высокие механические свойства шва, снижающих износ инструмента и вероятность его поломки, очень узка (рис. 4.7).

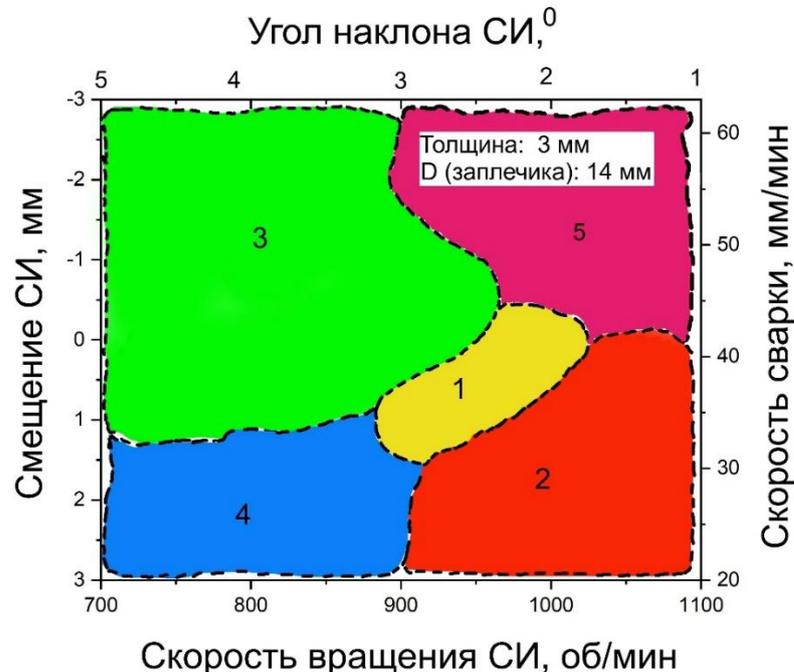


Рисунок 4.7 – Зоны режимов СТП: 1 – область с высокими механическими свойствами шва; 2 – перегрев металла и ухудшение его структуры, выдавливание графа, образование туннельного дефекта в донной части шва; 3 – высокие нагрузки на сварочный инструмент и образование поверхностного туннельного дефекта из-за недостаточного прогрева металлов; 4 – высокие усилия на инструмент в направлении движения сварки, дефекты в виде непроваров центральной части шва из-за недостаточного разогрева; 5 – образование поверхностного туннельного дефекта

4.2 Технологические приемы соединения разнородных материалов

4.2.1 Формы подготовки кромок алюмомедного соединения при СТП

Для увеличения интенсивности перемешивания и создания условий для формирования прочного сварного шва используют различные технологические приемы [69, 135].

Для стыковых соединений увеличение контактной площади свариваемых деталей и перераспределение векторов силы, ответственных за деформационную активацию формирования адгезионных связей, могут быть достигнуты при использовании различных типов разделки кромок деталей, например в виде «волны» («пила»; рис. 4.8). Шаг «волны» был ограничен размерами фрезы для обработки торцов, а высота «волн» принималась равной половине ее диаметра ($\varnothing 4$ мм),

но меньше диаметра пина СИ. Нарушение этого соотношения приводило к образованию локальных непроваров по краям, видимо, из-за недостаточной величины удельного давления на металл, находящийся в СПС [69, 135].

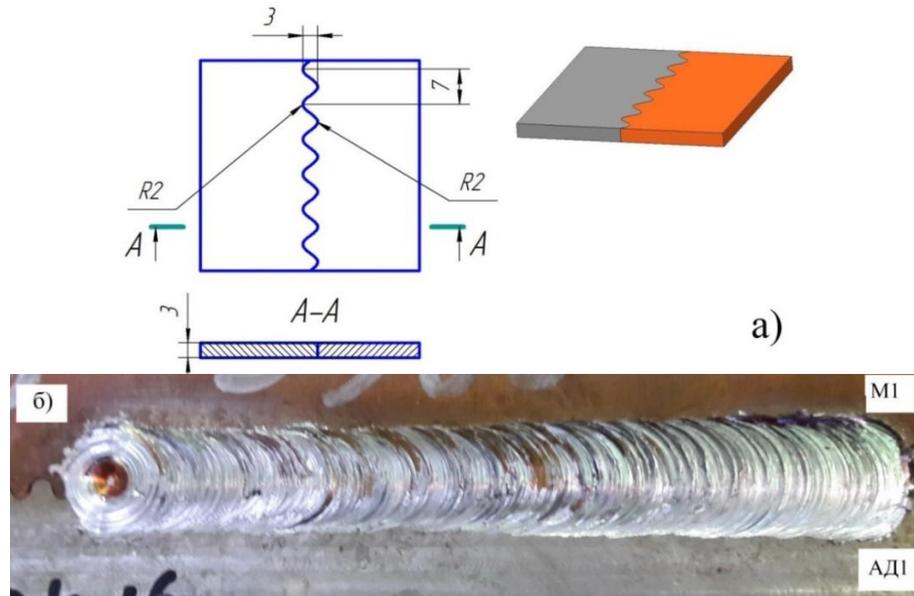


Рисунок 4.8 – Морфология поверхности СС со свариваемыми кромками типа «волна»: а – схема соединения; б – внешний вид лицевой стороны сварного соединения АД1 и М1

Для СТП соединений с волнообразными кромками установлено, что перемешивание сплавов происходит интенсивнее, так как траектория движения пина СИ способствует последовательному вовлечению во взаимодействие мезообъемов алюминия и меди. По данному виду подготовки кромок свариваемых образцов получен патент РФ на изобретение № 2809060 [157].

На рисунке 4.9 представлен рентгеновский снимок сварного шва, на котором четко прослеживается взаимное проникновение меди и алюминия, достигаемое в процессе СТП.

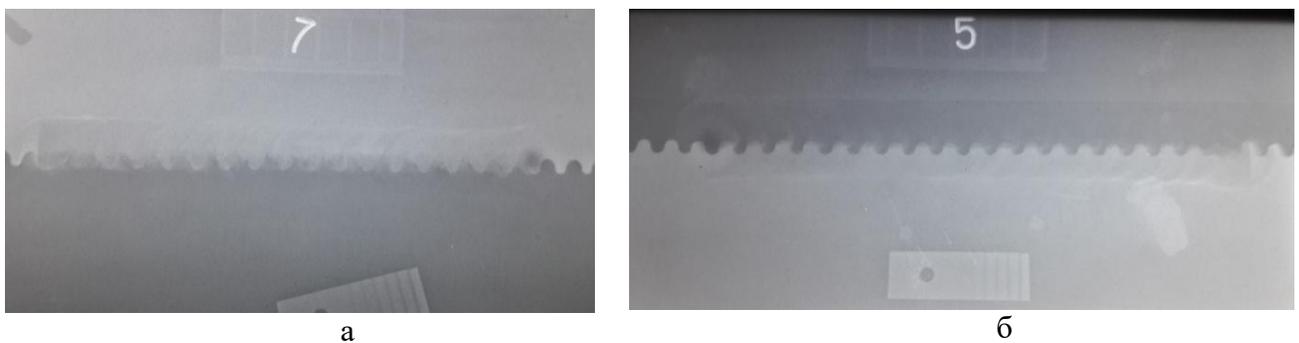


Рисунок 4.9 – Рентгеновские снимки сварных стыковых швов деталей из М1 и АД1, выполненных СТП ($\omega = 900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$): а – тип подготовки кромок «волна» при вводе и перемещении СИ по осевой линии стыка; б – тип подготовки кромок «волна», смещение СИ на медь

Анализ снимков (рис. 4.9а, б) позволил установить влияние места ввода и перемещения СИ на процесс перемешивания алюминия и меди. В частности, при перемещении СИ по осевой линии стыка наблюдалось полное перемешивание алюминия и меди, а при смещении СИ на медь регулярность перемешивания может нарушаться. Таким образом, для получения качественных сварных разнородных соединений ось пина должна перемещаться вдоль срединной линии волн, что обеспечивает стабильное перемешивание металлов.

Были проведены эксперименты с различными конструктивными разновидностями подготовки кромок заготовок, для названий которых использованы названия, применяемые для столярных соединений: «на ус» («скос»), «ступенчатое» («замок»), «в прямоугольный паз и гребень» («шип»; см. рис. 4.10) [135, 160].

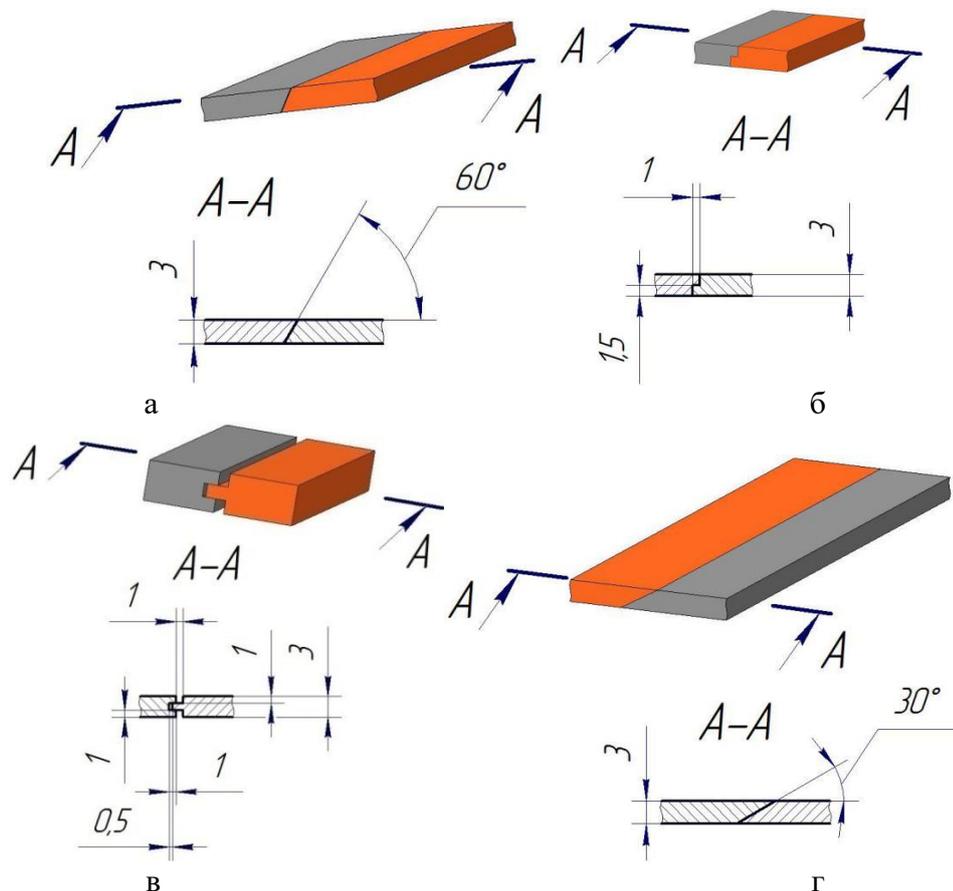


Рисунок 4.10 – Стыковые соединения с различными формами подготовки кромок:
 а – «на ус» 60° (скос 60); б – «ступенчатое» («замок»); в – «в прямоугольный паз и гребень» («шип»); г – «на ус» 30° (скос 30) [158–160]

Данный конструкторско-технологический прием, защищенный патентом РФ № 2720018, позволяет увеличить поверхность взаимодействия и активировать процесс перемешивания путем подъема из придонной части сварного шва менее

пластичного материала (М1) в мягкий (АД1). Механические испытания СС показали увеличение прочности шва, что обусловлено перераспределением нормальной и тангенциальной составляющих растягивающей нагрузки [149].

Образцы с разными типами подготовки кромок были сварены при следующих параметрах: угловая скорость вращения СИ $\omega = 900$ об/мин, скорость сварки $v = 25$ мм/мин, угол наклона СИ $\alpha = 3^\circ$. Ось пина СИ перемещалась по срединной линии подготовленных кромок. Размеры и форма кромок были приведены в соответствии с геометрическими размерами СИ. В противном случае возможны непровары кромок в корневой части шва [124].

Металлографические исследования показали, что при должной технологической подготовке кромок образцов для СТП получают бездефектные соединения с полным проваром корневой части шва (рис. 4.11).

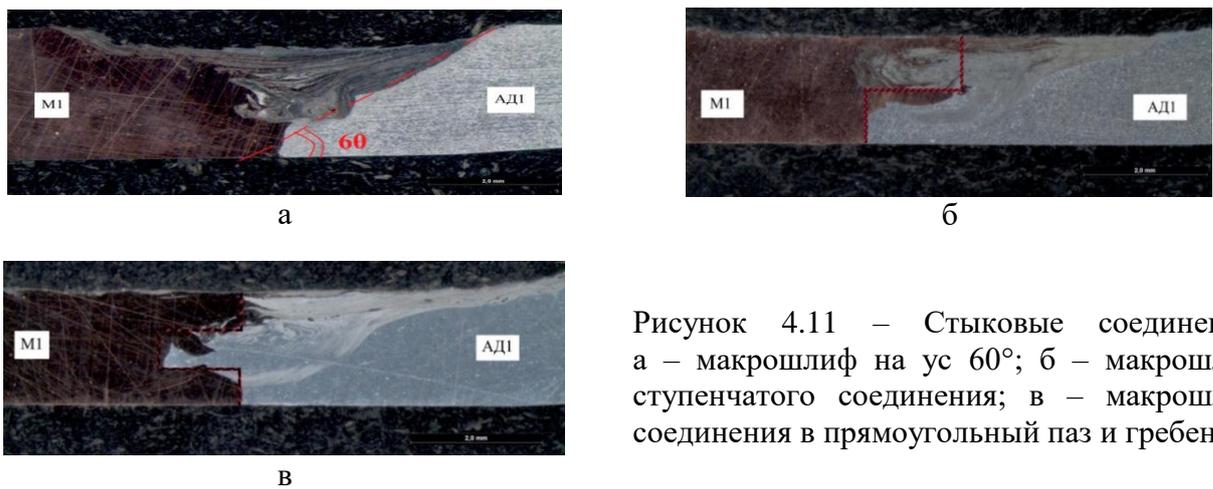


Рисунок 4.11 – Стыковые соединения: а – макрошлиф на ус 60° ; б – макрошлиф ступенчатого соединения; в – макрошлиф соединения в прямоугольный паз и гребень

Изменение формы кромок позволяет повысить прочность и надежность сварного шва при СТП.

Эксперименты показали, что повысить прочность и надежность стыкового шва, помимо изменения формы кромок, можно путем использования двухсторонней сварки (рис. 4.12).



Рисунок 4.12 – Макрошлиф двухстороннего сварного шва ($\omega = 900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$)

Такой технологический прием (двусторонняя сварка) позволяет деформировать металл ЯСШ, активировать процесс перемешивания и взаимного проникновения потоков соединяемых металлов. Двусторонняя сварка позволяет почти полностью исключить появление дефектов в виде непровара корневой части сварного шва. На рисунке 4.12 видно, что ЯСШ образуется за счет металла алюминиевой детали. Периферийные части верхней и корневой областей СС сформированы вертикально ориентированными потоками меди благодаря деформационному воздействию подвижного СИ, высокой текучести алюминия в СПС и тройному различию величин плотности меди и алюминия.

Неразрушающий контроль разнородных сварных соединений проводили рентгенографическим методом. Он применим благодаря различной интенсивности поглощения рентгеновского излучения алюминием и медью. На рисунке 4.13 представлены рентгеновские снимки соединений при различных типах подготовки кромок и режимах сварки.

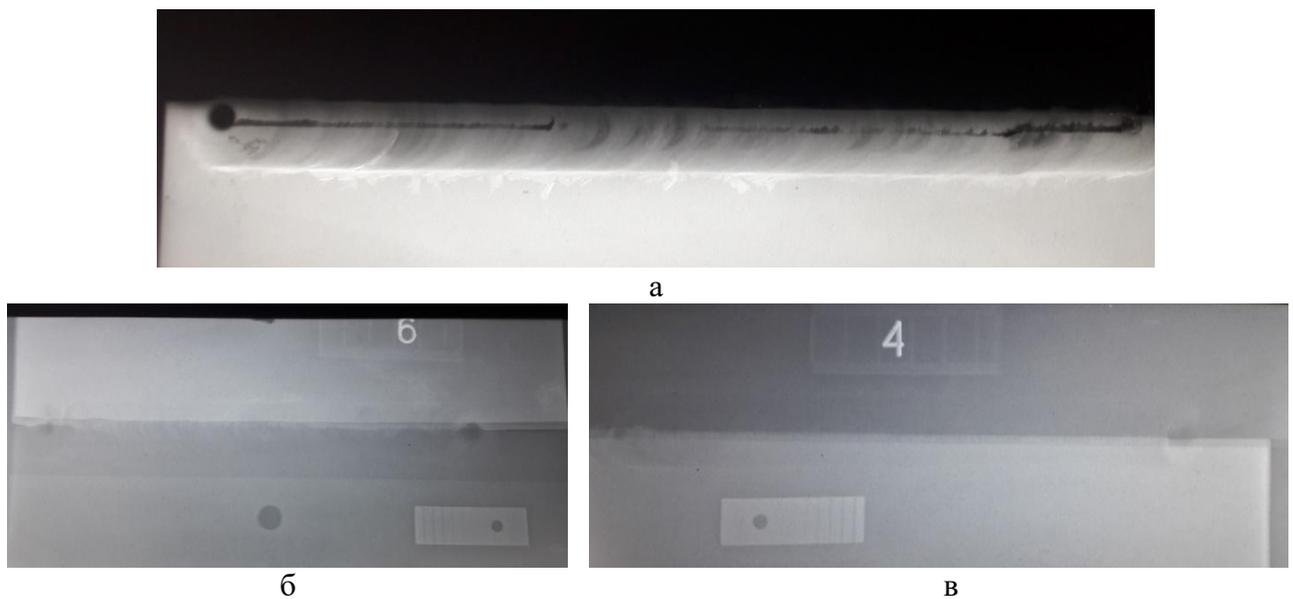


Рисунок 4.13 – Рентгеновские снимки сварных стыковых швов деталей из М1 и АД1, выполненных СТП ($\omega = 900$ об/мин, $v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$): а – стыковое соединение с корневым непроваром ($v = 60$ мм/мин); б – стыковое соединение ($v = 25$ мм/мин); в – ступенчатое соединение ($v = 25$ мм/мин)

При увеличении скорости сварки с 25 (рис. 4.13б) до 60 мм/мин (рис. 4.13а) обнаруживался дефект в виде туннельного непровара. Это явление возникало при нарушении стабильности процесса перехода металлов в СПС. Для всех исследованных специальных типов подготовки кромок характерно перемещение оси

пина СИ по линии кромок. При таком расположении СИ увеличивается объем металлов, вовлекаемых в образование ЯСШ и усиление шва (рис. 4.13б, в).

Из анализа гистограммы (рис. 4.14) следует, что наибольшие показатели временного сопротивления при разрыве имели образцы со скосом кромок и соединения в паз и гребень, которые обладают повышенной фактической площадью контактирования деталей.

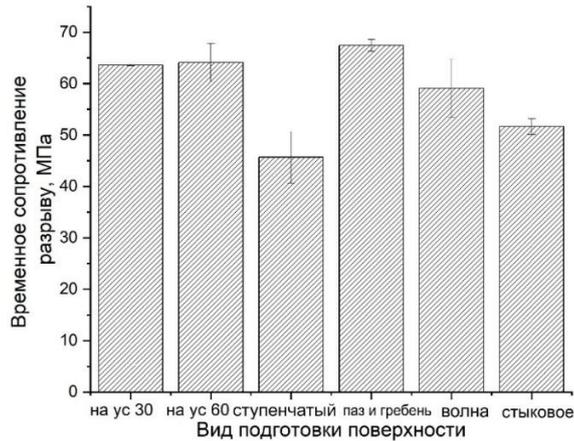


Рисунок 4.14 – Гистограмма временного сопротивления сварных швов на растяжение с различными видами подготовки кромок для СТП при скорости 25 мм/мин

Общий вид образцов после испытания на разрыв представлен на рисунке 4.15, где видно, что разрыв происходил по алюминию в основном металле.



Рисунок 4.15 – Общий вид образцов после испытания на разрыв

Предложенные нами конструкторско-технологические приемы подготовки кромок деталей для СТП [69, 135, 178] оказались более простыми в исполнении и по качеству швов не уступили полученным в работах [157–160]. Данные механических испытаний различных вариантов стыковых соединений алюминия и меди при СТП представлены в **приложениях 3–8** кандидатской диссертации.

4.2.2 Апробация разработанной технологии СТП разнородных соединений в условиях действующего производства

Разработанный способ сварки трением с перемешиванием алюминия и меди использовался для изготовления электромонтажных шин, где в большинстве случаев для образования контакта используется болтовое соединение (рис. 4.16).

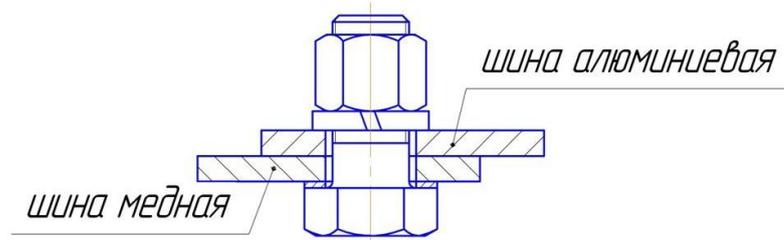


Рисунок 4.16 – Болтовое соединение меди и алюминия токоведущей шины

Соединения алюминиевых и медных токоведущих шин с помощью стального болта работают в неблагоприятных условиях. При прохождении электрического тока детали контактного соединения нагреваются и вследствие нагрева расширяются. Коэффициент линейного расширения стали меньше, чем меди или алюминия. С течением времени из-за перепадов температур болтовые соединения ослабевают, что приводит к увеличению сопротивления и потерям электрической энергии.

С целью устранения такого недостатка на производственной базе ООО НПП «СФО-АСТРА» были подготовлены и получены сварные образцы АД1 и М1 электротехнических шин методом СТП для проведения механических испытаний в лаборатории разрушающего контроля ООО «Стройспецмотаж». Для получения опытных образцов токоведущих шин использовались листы алюминия и меди размером $200 \times 200 \times 3$ мм.

Сварка трением с перемешиванием выполнялась на вертикальном фрезерном станке 6Т80Ш с поворотной головкой (рис. 4.17а). Для жесткого закрепления свариваемых пластин разработано специальное приспособление, которое позволяло обеспечить фиксацию пластин при вводе и дальнейшем движении сварочного инструмента в процессе СТП (рис. 4.17б).



Рисунок 4.17 – Фрезерный станок 6Т80Ш (а) и приспособление для закрепления (б) алюминиевых и медных пластин

Для определения технологических возможностей способа СТП были сварены встык пластины толщиной 3 мм из АД1 и М1 по следующему режиму, отработанному по результатам исследований, приведенных в третьей главе: частота вращения – 900 об/мин, линейная скорость перемещения – 25 мм/мин, угол наклона инструмента – 3° , смещение на медь – 1 мм относительно линии соприкосновения свариваемых образцов (рис. 4.18).



Рисунок 4.18 – Сварной шов СТП, выполненный по режиму 2 (900 об/мин, 25 мм/мин, 3° , смещение на медь 1 мм)

Ввод и вывод инструмента происходил в 15–20 мм от левого и правого краев. Длина сварного шва составляла 150 мм (рис. 4.18). На рисунке 4.19 представлен пример биметаллического соединения токоведущей шины из алюминия и меди, полученных с помощью СТП.



Рисунок 4.19 – Токоведущая шина для трансформаторной станции

При внешнем визуальном контроле после СТП и механической обработки дефекты на сваренных образцах не были обнаружены. В дальнейшем были изготовлены контрольные образцы для механических испытаний на растяжение и статический изгиб по ГОСТ 6996-66 (рис. 4.20).

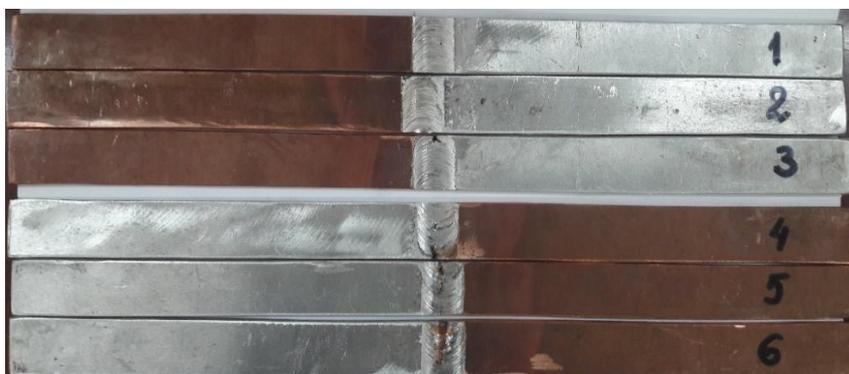


Рисунок 4.20 – Образцы из АД1 и М1 для механических испытаний по ГОСТ 6996-66

Механические испытания проводились на испытательной машине Р-50 в лаборатории разрушающего контроля ООО «Стройспецмотаж». Определение временного сопротивления наиболее слабого участка проводили по ГОСТ 1497-84, на изгиб – в соответствии с ИСО 7438-2005 и ГОСТ 14019-2003. Фотографии экспериментальных образцов после механических испытаний представлены на рисунке 4.21.



Рисунок 4.21 – Фотографии образцов после механических испытаний:
а – временное сопротивление разрыву; б – на статический изгиб

После испытаний на растяжение наблюдалось удлинение образца на 10 % и разрыв по основному металлу – алюминию (рис. 4.21а). Для исследования качества сварных швов также проводились механические испытания на изгиб. Непровар корня шва является одним из наиболее опасных дефектов разнородных соединений при СТП. Исходя из этого, испытания на изгиб проводились таким образом, чтобы

верхняя часть шва находилась в зоне растяжения. Максимальный угол изгиба составил 47° (рис. 4.21б). Данные механических испытаний стыковых соединений алюминия и меди при СТП представлены в **приложении 2**. Сваренные пластины «медь – алюминий» могут использоваться в качестве переходников.

Сравнительные данные электрофизических испытаний электротехнических шин показали, что применение медно-алюминиевых переходников, полученных сваркой трением с перемешиванием, позволяет существенно снизить перепад напряжения ΔU на участке «шина – клемма» до 3,7–3,9 мВ. При использовании болтовых соединений шин значение перепада напряжения (ΔU) было выше и составляло около 8,5–12,2 мВ.

По предварительным данным, ожидаемый экономический эффект в условиях производства ООО НПП «СФО-АСТРА» составит 1135000 рублей в год за счет экономии сварочных материалов (**приложение 1**).

Выводы по главе 4

1. Разработана методика расчетов режима СТП для стыковых соединений «алюминий – медь», позволяющая корректировать расчетные значения скорости сварки с учетом температур перехода в СПС. Разработанная математическая модель температурной динамики плоского образца при СТП и ее модификации отличаются простотой адаптации к решению технологических задач в условиях производства с изменяющейся номенклатурой изделий, так как число изменяемых параметров сведено к минимуму.

2. Для ООО НПП «СФО-АСТРА» разработан технологический процесс получения сварных электротехнических шин из АД1 и М1 методом СТП. Изготовленные образцы получили положительную оценку при механических испытаниях в лаборатории разрушающего контроля ООО «Стройспецмотаж». Ожидаемый экономический эффект в условиях производства ООО НПП «СФО-АСТРА» составит 1135000 рублей в год за счет экономии сварочных материалов.

3. Для улучшения механических характеристик стыковых соединений разнородных металлов, полученных СТП, предложены технологические подходы, защищенные патентом РФ на изобретение № 2720018, связанные с изменением формы кромок соединяемых деталей. Анализ результатов механических испытаний свидетельствует в пользу соединений с повышенной фактической площадью

контактирования деталей («на ус» и «в прямоугольный паз и гребень»), работающих в условиях действия нормальных и касательных напряжений. Измерение падения напряжения на шине, полученной с помощью сварки трением с перемешиванием, показало уменьшение напряжения в зоне контакта более чем в 2 раза по сравнению с показателями для болтовых соединений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проведенные исследования технологии СТП стыковых разнородных соединений «алюминий – медь» показали возможность получения высоких механических характеристик сварного шва при следующих технологических режимах: частота вращения инструмента $\omega = 900$ об/мин, угол наклона СИ $\alpha = 3^\circ$, линейная скорость сварки $v = 25$ мм/мин, смещение на медный образец 1 мм. Рост скорости сварки с 25 до 63 мм/мин при этой частоте вращения СИ приводил к уменьшению вводимой погонной тепловой мощности в сварной шов и возрастанию вероятности образования пустот и тоннелей в ЯСШ и ЗТДВ из-за недостаточной температуры.

2. Средние значения твердости в ЯСШ выше, чем у свариваемых металлов, из-за высокой плотности дислокаций, формирования мелкого зерна алюминия и меди, а также наличия интерметаллидных фаз. Формирование композиционной структуры сварного шва с толщиной ИМС от 2 до 5 мкм не снизило значения механических свойств сварного соединения. При повышенной скорости сварки выделение ИМФ в ЯСШ достигало наибольших размеров, что было связано с вовлечением в деформацию большего количества металла за один оборот СИ и с уменьшением длительности контакта инструмента с ЯСШ. Рентгенофазовый анализ показал, что интерметаллидные фазы Al_4Cu_9 и Al_2Cu в основном распределены в зоне шва, прилегающей к меди, а фазы $AlCu$ и Al_2Cu – в области, прилегающей к алюминию и граничащей с центральной зоной ЯСШ.

3. Разработана конечно-элементная Эйлера – Лагранжева (CEL) модель процесса СТП алюминия и меди, которая верифицирована с помощью картины распределения свариваемых материалов в шлифах. Сопоставление результатов эксперимента с расчетными характеристиками, полученными с помощью компьютерного моделирования, позволяют оптимизировать параметры режимов СТП применительно к конкретной конструкции сварного шва.

4. Разработана методика расчетов режима СТП для стыковых соединений «алюминий – медь», основанная на решении системы уравнений теплового баланса выделенных элементов свариваемых образцов, позволяющей определить возможность перехода соединяемых разнородных металлов в сверхпластическое

состояние. Математические расчеты производились с учетом геометрических размеров СИ, температур перехода в СПС, рекристаллизации и полиморфных превращений. Предлагаемая методика позволяет корректировать расчетные значения скорости сварки по результатам получения нескольких экспериментальных образцов.

4. Для ООО НПП «СФО-АСТРА» разработан технологический процесс получения сварных электротехнических шин из АД1 и М1 методом СТП. Изготовленные образцы получили положительную оценку при механических испытаниях в лаборатории разрушающего контроля ООО «Стройспецмотаж». Ожидаемый экономический эффект в условиях производства ООО НПП «СФО-АСТРА» составит 1135000 рублей в год за счет экономии сварочных материалов. Измерение падения напряжения на шине, полученной с помощью сварки трением с перемешиванием показала уменьшение напряжения в зоне контакта более чем в 2 раза по сравнению с показателями для болтовых соединений.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рабкин, Д. М. Получение и исследование свойств интерметаллидов системы медь – алюминий / Д. М. Рабкин, В. Р. Рябов, А. В. Лозовская и др. // Порошковая металлургия. – 1970. – № 8. – С. 101–107.
2. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – Москва : Машиностроение, 1975. – 192 с.
3. Дриц, М. К. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / М. К. Дриц, Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей и др. – Москва : Наука, 1979. – 248 с.
4. Синельникова, В. С. Алюминаты / В. С. Синельникова. – Киев : Наукова думка, 1965. – 232 с.
5. Zhang, W. Dissimilar friction stir welding of Al6061 to T2 pure Cu adopting tooth shaped joint configuration / W. Zhang, Y. Shen, R. Yan, R. Guo // Materials Science and Engineering A. – 2017. – Vol. 690. – P. 355–364.
6. Zhang, Q. Microstructure and mechanical properties of dissimilar Al–Cu joints by friction stir welding / Q. Zhang, W. Gong, W. Liu // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2015. – № 25. – P. 1779–1786.
7. Feng, J. Microstructure and properties of Al/Cu joints brazed with Zn – Al filler metals / J. Feng, X. Song-bai, L. Ji-Yuan, L. Yin-Bin, W. Shuiqing // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2012. – Vol. 22, № 1. – P. 281–287.
8. Arya, P. K. A Review on friction stir welding for aluminium alloy to steel / P. K. Arya, G. Gupta, A. K. Rajput // International Journal of Scientific & Engineering Research. – 2016. – № 7. – P. 119–125.
9. Smirnov, V. V. The influence of parameters of friction stir welding modes on the mechanical properties of corrosion-resistant alloys with steel / V. V. Smirnov, R. A. Rzaev, V. V. Smirnov // MATEC Web Conf. – 2020. – Vol. 329. – P. 25–31.
10. Micallef, D. Local heat generation and material flow in friction stir welding of mild steel assemblies / D. Micallef, D. Camilleri, A. Toumpis, A. Galloway, L. Arbaoui // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Journal of Materials: Design and Applications. – 2016. – № 230 (2). – P. 586–602.
11. Galvao, I. Critical review on friction stir welding of aluminium to copper / I. Galvao, A. Loureiro, D. M. Rodrigues // Science and Technology of Welding and Joining. – 2016. – Vol. 21, № 7. – P. 523–546.

12. Kai, C. A review of friction stir-based processes for joining dissimilar materials / C. Kai, L. Xun, N. Jun // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – P. 1709–1731.
13. Türkan, M. Low cycle fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy joined by friction stir welding / M. Türkan, Ö. Karaka, F. Berto // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. – 2024. – № 47. – P. 4165–4175.
14. Zhang, Y. Effects of tool structure and process parameters in friction stir welding on the temperature and mechanical properties of dissimilar copper – aluminium welded joints / Y. Zhang, Y. J. Shi, G. Liao, R. Li, J. Peng, S. Kuang and F. Shen // *Metals*. – 2025. – Vol. 15, № 193. – P. 1–26.
15. Akbari, M. The Role of Force and Torque in Friction Stir Welding: A Detailed Review / M. Akbari, M. Esfandiar, A. Abdollahzadeh // *Journal of Advanced Joining Processes*. – 2025. – № 11. – P. 100289.
16. Патент СССР № 195846. Способ сварки металлов трением / Клименко Ю. В. – Заявка № 1036054. – Оpubл. 01.01.1967.
17. International Patent Application № PCT/GB92102203 and Great Britain Patent Application No. 9125978.8. Friction stir welding / Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C., Murch M. G., Templesmith P., Dawes C. J. – 1991. – № 9125978.8.
18. Миронов, С. Ю. Механизмы пластической деформации и эволюция микроструктуры при обработке металлов трением с перемешиванием : автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук / С. Ю. Миронов. – Уфа, 2016. – 26 с.
19. Heidarzadeh, A. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Çam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D. P. Field, J. D. Robson, A. Deschamps, P. J. Withers // *Progress in Materials Science*. – 2021. – Vol. 117. – 100752.
20. Штрикман, М. М. Сварка трением с перемешиванием при изготовлении орбренных панелей планера самолета / М. М. Штрикман, А. П. Корневич, А. В. Пинский, Ю. Н. Тодин, П. А. Васильев // *Сварочное производство*. – 2017. – № 5. – С. 24–28.
21. Людмирский, Ю. Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в строительстве / Ю. Г. Людмирский, Р. Р. Котлышев // *Научный журнал строительства и архитектуры*. – 2010. – № 3. – С. 15–22.

22. Mishra, R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, Z. Y. Ma // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – № 50. – P. 1–78.
23. Атрощенко, В.В. Современное состояние и перспективы развития сварки изделий из меди трением с перемешиванием/ В.В. Атрощенко, А.С. Селиванов, Ю.В. Логачёв, Э.И. Кагарманов, Р.Ш. Сафиуллин // *Сварка и диагностика*. – 2021. – №2. – С. 39–42.
24. Lienert, T. Friction stir welding and processing / T. Lienert, R. Mishra, M. Mahoney // *Materials Park*. – OH : ASM International, 2007. – P. 123–154.
25. Рзаев, Р. А. Макрокинетика формирования сварных соединений при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Д. И. Меркулов // *Сварка и диагностика*. – 2017. – № 5 (65). – С. 43–48.
26. Царьков, А. В. Исследование эффекта угла наклона рабочего инструмента при сварке трением с перемешиванием/ А. В. Царьков // *Сварка и диагностика*. – 2022. – №1. – С. 29–33.
27. Казанцева, Н. В. Анализ структуры и распределения температуры в сварном шве дюралюминиевого сплава при сварке трением с перемешиванием/ Н. В. Казанцева, Г. В. Щапов, А. В. Царьков, И. В. Ежов // *Физика металлов и металловедение*. – 2024. – Т. 125, №9. – С. 1150 – 1162.
28. Zyкова, A. P. A review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods/ A. P. Zyкова, S. Y. Tarasov, A. V. Chumaevskiy, E. A. Kolubaev // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, № 6. – P. 1 – 35.
29. Черемнов, А. М. Триботехнические характеристики композитов Брамц9-2/W, полученных методом фрикционной перемешивающей обработки/ А. М. Черемнов, Е. О. Княжев, В. Р. Утяганова, А. В. Чумаевский, А. П. Зыкова, Н. Л. Савченко, С. Ю. Тарасов // *Трение и износ*. – 2025. – Т. 46, №1. – С. 58 – 65.
30. Черемнов, А. М. Закономерности образования дефектов и неоднородностей структуры при фрикционной перемешивающей обработке изделий из титанового сплава, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии/ А. М. Черемнов, Д. А. Гурьянов, А. В. Чумаевский, А.Е. Кобзев, В. Е. Рубцов // *Вестник Сибирского Государственного Индустриального Университета*. – 2024. – №1 (47). – С. 58 – 68.
31. Varekatin, H. Microstructure and mechanical properties in dissimilar butt friction stir welding of severely plastic deformed aluminum AA 1050 and commercially pure copper sheets / H. Varekatin, M. Kazeminezhad, A. Kokabi // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2014. – Vol. 30, № 8. – P. 826–834.

32. Al-Roubaiy, A. O. Experimental and theoretical analysis of friction stir welding of Al-Cu joints / A. O. Al-Roubaiy, S. M. Nabat, A. D. Batako // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 71, № 9–12. – P. 1631–1642.
33. Zhang, Y. N. Review of tools for friction stir welding and processing / Y. N. Zhang, X. Cao, S. Larose, P. Wanjara // *Can. Metall. Q.* – 2012. – Vol. 51, № 3. – P. 250–261.
34. Akinlabi, E. T. Effect of travel speed on joint properties of dissimilar metal friction stir welds / E. T. Akinlabi, A. Els-Botes, P. J. McGrath // *Proceedings of 2nd International Conference on Advances in Engineering and Technology*. – 2011. – P. 1125–1132.
35. Каменева, А. Л. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва / А. Л. Каменева, В. В. Карманов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника*. – 2012. – № 32. – С. 67–80.
36. Муравьёв, В. И. К вопросу актуальности исследования сварки трением с перемешиванием конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов / В. И. Муравьёв, П. В. Бахматов, К. А. Мелкоступов // *Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета*. – 2010. – № II-1 (2). – 125 с.
37. Тереньтьев, С. А. Сварка трением с перемешиванием деталей из технического алюминия / С. А. Тереньтьев, Т. Р. Арзыев // *Master's Journal*. – 2012. – № 1. – С. 49–58.
38. Фролов, В. А. Сварка трением с перемешиванием – плюсы и минусы / В. А. Фролов, А. Н. Иванюхин, А. Н. Сабанцев, С. А. Диденко, В. Ю. Конкевич, В. В. Белоцерковец // *Сварочное производство*. — 2008. – № 10. – С. 12–21.
39. Бойцов, А. Г. Сварка трением с перемешиванием / А. Г. Бойцов, В. В. Качко, Д. Н. Курицын // *Ритм: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация*. – 2013. – № 10. – С. 38–46.
40. Сергеева, Е. В. Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (обзор) / Е. В. Сергеева // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 5. – С. 58–62.

41. Григоренко, Г. М. Особенности структуры сварных соединений металлов с различной растворимостью элементов в твердой фазе, полученных сваркой трением с перемешиванием / Г. М. Григоренко, Л. И. Адеева, А. Ю. Туник, С. Н. Степанюк, М. А. Полещук, Е. В. Зеленин // Автоматическая сварка. – 2014. – № 4. – С. 13–23.
42. Carlone, P. Microstructural aspects in Al-Cu dissimilar joining by FSW / P. Carlone, A. Astarita, G.S. Palazzo, V. Paradiso, A. Squillace // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 79, № 5–8. – P. 1109–1116.
43. Hu, Z. L. Influence of Welding Combined Plastic Forming on Microstructure Stability and Mechanical Properties of Friction Stir-Welded Al-Cu alloy / Z. L. Hu, M. L. Dai, Q. Pang // JMEPEG. – 2018. – № 27. – P. 4036–4042.
44. Celik, S. Effect of friction stir welding parameters on the mechanical and microstructure properties of the Al-Cu butt joint / S. Celik, R. Cakir // Metals. – 2016. – Vol. 6, № 6. – P. 133.
45. Saeid, T. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding / T. Saeid, A. Abdollah-Zadeh, B. Sazgari // J. Alloys Compounds. – 2010. – Vol. 490 (№ 1–2). – P. 652–655.
46. Gotawala, N. Analysis of material distribution in dissimilar friction stir welded joints of Al1050 and copper / N. Gotawala, A. Shrivastava // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – № 57. – P. 725–736.
47. Muthu, M. Tool travel speed effects on the microstructure of friction stir welded aluminum-copper joints / M. Muthu, V. Jayabalan // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – № 217. – P. 105–113.
48. Liu, H. J. Weld appearance and microstructural characteristics of friction stir butt barrier welded joints of aluminium alloy to copper / H. J. Liu, J. J. Shen, S. Xie, Y. X. Huang, C. Liu, L. Y. Kuang // Science and Technology of Welding and Joining. – 2012. – Vol. 17 (№ 2). – P. 104–110.
49. Tan, C. W. Microstructural evolution and mechanical properties of dissimilar Al-Cu joints produced by friction stir welding / C. W. Tan, Z. G. Jiang, L. Q. Li, Y. B. Chen, X. Y. Chen // Mater Des. – 2013. – Vol. 51. – P. 466–473.
50. Xue, P. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al-Cu joints / P. Xue, D. Ni, D. Wang, B. Xiao, Z. Ma // Materials Science and Engineering A. – 2011. – № 528 (13). – P. 4683–4689.

51. Xue, P. Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al-Cu joint by intermetallic compounds / P. Xue, B. Xiao, D. Ni, Z. Ma // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – № 527 (21). – P. 5723–5727.
52. Гринберг, Б. А. Сварка взрывом: процессы и структуры / под ред. Б. А. Гринберг, М. А. Иванова, С. В. Кузьмина, В. И. Лысака. – Москва : Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с.
53. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2011. – Vol. 212 (1). – P. 150–156.
54. Марков, А. И. Ультразвуковая обработка материалов / А. И. Марков. – Москва : Машиностроение, 1980. – 240 с.
55. Lu, B. Quantification of thermal resistance of transient-liquid-phase bonded Cu / Al / Cu interfaces for assembly of Cu-based microchannel heat exchangers / B. Lu, K. Chen, W. Meng, A. Karki and R. Jin // *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*. – 2013. – Vol. 1 (№ 3). – P. 031001.
56. Argesi, F. B. Dissimilar Joining of Pure Copper to Aluminum Alloy via Friction Stir Welding / F. B. Argesi, A. Shamsipur, S. E. Mirsalehi // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2018. – № 31. – P. 1154–1196.
57. Li, X. Microstructure and mechanical properties of dissimilar pure copper / 1350 aluminum alloy butt joints by friction stir welding / X. Li, D. Zhang, Q. Cheng, W. Zhang // *TNMS of China*. – 2012. – Vol. 22, № 6. – P. 1298–1306.
58. Bhattacharya, T. K. Numerical and experimental investigation of thermal history, material flow and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloy to DHP copper dissimilar joint / T. K. Bhattacharya, H. Das, S. S. Jana, T. K. Pal // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 88 (№ 1). – P. 847–861.
59. Braunovic, M. Intermetallic compounds at aluminum-to-copper electrical interfaces: Effect of temperature and electric current / M. Braunovic, N. Alexandrov // *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part A*. – 1994. – Vol. 17 (№ 1). – P. 78–85.
60. Saremi, M. L. Investigation on Metallurgical Structure and Mechanical Properties of Dissimilar Al 2024 / Cu FSW T-joints / M. L. Saremi, S. E. Mirsalehi, A. Shamsipur // *ТИИМ*. – 2017. – № 70 (7). – P. 1869–1877.

61. Genevois, C. Interfacial reaction during friction stir welding of Al and Cu / C. Genevois, M. Girard, B. Huneau, X. Sauvage, G. Racineux // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2011. – Vol. 42 (№ 8). – P. 2290.
62. Marstatt, R. Intermetallic layers in temperature controlled Friction Stir Welding of dissimilar Al-Cu-joints / R. Marstatt, M. Krutzlinger, J. Luderschmid, G. Constanzi, J. F. J. Mueller, F. Haider, M. F. Zaeh // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – № 373. – P. 1–7.
63. Galvao, I. Influence of tool offsetting on the structure and morphology of dissimilar aluminum to copper friction-stir welds / I. Galvao, A. Loureiro, D. Verdera, D. Gesto, D. Rodrigues // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43 (13). – P. 5096–5105.
64. Sahu, P. K. Influence of plate position, tool offset and tool rotational speed on mechanical properties and microstructures of dissimilar Al / Cu FSW joints / P. K. Sahu, S. Pal, S. K. Pal, R. Jain // *J. Mater. Process. Technol.* – 2016. – Vol. 235. – P. 55–67.
65. Abbasi, M. Growth rate of intermetallic compounds in Al / Cu bimetal produced by cold roll welding process / M. Abbasi, A. K. Taheri, M. Salehi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2001. – Vol. 319 (1). – P. 233–241.
66. Ouyang, J. Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper / J. Ouyang, E. Yarrapareddy, R. Kovacevic // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2006. – № 172. – P. 110–112.
67. Firouzdor, V. Al-to-Cu friction stir lap welding / V. Firouzdor, S. Kou // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – № 43 (1). – P. 303–315.
68. Agarwal, S. P. Development of friction stir welded butt joints of AA 6063 aluminium alloy and pure copper / S. P. Agarwal, P. Nageswaran, N. Arivazhagan, K. D. Ramkumar // *International Conference on Advanced Research in Mechanical Engineering*. – Uttarakhand, India : IPM rt. Ltd Naintal, 2012. – P. 46–50.
69. Рзаев, Р. А. Использование технологических приемов для повышения прочности разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, А. С. Досимов, А. А. Наумов, О. Г. Зотов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2018. – № 1 (43). – С. 67–76.
70. Barcellona, A. Process parameters analysis in friction stir welding of AA6082-T6 sheets / A. Barcellona, G. Buffa, L. Fratini // *Proceeding of Esaform Conference on Material Forming 2004*. – Trondheim, Norway, 2004. – P. 371–374.

71. Singh, S. H. Effect of tool pin offset on the mechanical properties of dissimilar materials based on FSW / S. H. Singh, M. Mahmeen // *International Journal of Modern Trends in Engineering and Research*. – 2016. – № 3. – P. 75–80.
72. Gihad, K. Experimental and numerical investigations of friction stir welding of aluminum to copper [M] / K. Gihad, N. Merah, A. Shuaib, F. Badour, A. Bazoune // *Applied Mechanics, Behavior of Materials, and Engineering Systems*. – Springer Int. Publ., 2017. – P. 129–138.
73. Kumar, M. Influence of interlayer on microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar joints: A review / M. Kumar, A. Das, R. Ballav // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – № 26. – P. 2123–2129.
74. Li M. Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Copper: A Review / M. Li, C. Zhang, D. Wang, L. Zhou, D. Wellmann, Y. Tian // *Materials*. – 2020. – Vol. 13, № 156. – P. 1–23.
75. Tolephih, M. H. Effect of tool offset and tilt angle on weld strength of butt joint friction stir welded specimens of AA2024 aluminum alloy welded to commercial pure copper / M. H. Tolephih, H. M. Mahmood, A. H. Hashem, E. T. Abdullah // *Chemistry and Materials Research A*. – 2013. – № 3 (4). – P. 49–58.
76. Akinlabi, E. T. Effect of tool displacement on defect formation in friction stir welding of aluminium and copper / E. T. Akinlabi, A. Els-Botes, H. Lombard // *Proceedings of the 8th International Friction Stir Welding Symposium*. – Hamburg, Germany: TWI Ltd, 2010. – P. 216–224.
77. Anbukkarasi, R. Role of Third Material (Interlayer) on Mechanical Properties of the AA2024 – Copper Joints Carried out by FSW / R. Anbukkarasi, V. Satish, M. Kailas // *Trans Indian Inst Met*. – 2019. – № 72 (6). – P. 1603–1606.
78. Sharma, N. Friction stir welding of aluminum to copper – An overview / N. Sharma, Z. A. Khan, A. N. Siddiquee // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2017. – № 27. – P. 2113–2136.
79. Avettand-Fenoël, M. Multiscale study of interfacial intermetallic compounds in a dissimilar al 6082-T6 / Cu friction-stir weld / M. Avettand-Fenoël, R. Taillard, G. Ji, D. Goran // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43, № 12. – P. 4655–4666.
80. Seyed, V. S. Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of AA 6061 to Copper / V. S. Seyed, A. Hossein, B. Mohammad, K. Givi // *Influence of Preheat. Mechanics, Materials Science & Engineering*. – 2016. – P. 25–37.

81. Shailesh, N. Optimum heat source position offset in welding of dissimilar Al-Cu metals using a theoretical approach / N. Shailesh, M. Jyoti // *Materials Today: Proceedings* 5. – 2018. – P. 26974–26980.
82. Fei, X. Special welding parameters study on Cu/Al joint in laser-heated friction stir welding / X. Fei, Y. Ye, L. Jin, H. Wang, S. Lv // *Journal of Materials Processing Tech.* – 2018. – № 256. – P. 160–171.
83. Meilinger, A. The importance of friction stir welding tool / A. Meilinger, I. Torok // *Production Processes and Systems.* – 2013. – № 6 (1). – P. 25–34.
84. Shukla, R. K. Investigation of Joint Properties of Friction Stir Welding of Aluminum 6061 Alloy to Copper / R. K. Shukla, P. K. Shah // *International Journal of Engineering Research and Technology.* – 2010. – Vol. 3 (№ 3). – P. 613–620.
85. Hou, W. The role of tool offset on the microstructure and mechanical properties of Al / Cu friction stir welded joints / W. Hou, L. H. Shah, G. Huang, Y. Shen, A. Gerlich // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2020. – № 825. – P. 154045.
86. Kim, Y. Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy / Y. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata // *Materials Science and Engineering A.* – 2006. – № 415 (1). – P. 250–254.
87. Muthu, M. F. X. Effect of pin profile and process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Cu joints / M. F. X. Muthu, V. Jayabalan // *TNMS of China.* – 2016. – Vol. 26 (№ 4). – P. 984–993.
88. Esmaeili, A. Experimental investigation of material flow and welding defects in friction stir welding of aluminum to brass / A. Esmaeili, G. M. Besharati, R. H. Zareie // *Materials and Manufacturing Processes.* – 2012. – № 27 (12). – P. 1402–1408.
89. Mehta, K. Investigations on friction stir welding defects for dissimilar copper to aluminum materials under different process parameters / K. Mehta, V. Badheka // *Proceedings of International Conference on Friction Based Processes.* – 2014. – P. 1–4.
90. Fotouhi, Y. Effect of transverse speed of the tool on microstructure and mechanical properties in dissimilar butt friction stir welding of Al5083-copper sheets / Y. Fotouhi, S. Rasaee, A. Askari, H. Bisadi // *Engineering Solid Mechanics.* – 2014. – № 2 (3). – P. 239–246.
91. Sinha, V. C. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints between commercially pure copper and Al6351 alloy / V. C. Sinha, S. Kundu, S. Chatterjee // *Arch. Metall. Mater.* – 2017. – № 3 (62). – P. 1819–1825.

92. Abdollah-Zadeh, A. Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints / A. Abdollah-Zadeh, T. Saeid, B. Sazgari // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2008. – № 460 (1). – P. 535–538.
93. Bisadi, H. Studying of tool rotation speed on mechanical properties of copper-Al5083 butt joint welded by friction stir welding / H. Bisadi, S. Rasae, Y. Fotoohi // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2015. – № 229 (10). – P. 1734–1741.
94. Elmetwally, H. T. Optimum combination of rotational and welding speeds for welding of Al / Cu-butt joint by friction stir welding / H. T. Elmetwally, H. N. SaadAllah, M. S. Abd-Elhady, R. K. Abdel-Magied // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – № 110. – P. 163–175.
95. Кузьмина, Е. А. Влияние силы нагрева при ротационной сварке трением на механические свойства и механизм разрушения при растяжении разнородных сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА / Е. А. Кузьмина, Е. Ю. Приймак, А. С. Кириленко, Я. С. Сёмка // *Черные металлы*. – 2022. – №12. – С. 49 – 57.
96. Atamashkin, A. Influence of force parameters of rotary friction welding on the microstructure and mechanical properties of welded joints of high-strength drill pipes / A. Atamashkin, E. Priymak, E. Tulibaev, YA. Syomka, V. Trushov // *International Journal On Interactive Design And Manufacturing*. – 2024. Online first.
97. Zoeram, S. A. Welding parameters analysis and microstructural evolution of dissimilar joints in Al / Bronze processed by friction stir welding and their effect on engineering tensile behavior / S. A. Zoeram, S. H. Mousavi, H. R. Jafarian, T. Bhattacharjeed // *Materials Science & Engineering A*. – 2017. – № 687. – P. 288–297.
98. Medhi, T. An experimental investigation on implications of traverse speed in joining of dissimilar Al – Cu by friction stir welding / T. Medhi, M. Yadava, B. Roy, S. Saha // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – № 104. – P. 1461–1471.
99. He, X. Numerical studies on friction stir welding of lightweight materials / X. He // *Adv. Mater. Res.* – 2013. – № 43. – P. 118–122.
100. Neto, D. M. Neto, P. Numerical modeling of friction stir welding process: a literature review / D. M. Neto // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2013. – № 65. – P. 115–26.
101. Gould, J. E. Heat flow model for friction stir welding of aluminum alloys / J. E. Gould, Z. L. Feng // *Mater. Process. Manuf. Sci.* – 1998. – № 7. – P. 185–194.
102. Colligan, K. Material flow behavior during friction stir welding of aluminum / K. Colligan // *Weld J.* – 1999. – № 78. – P. 229–237.

103. Dialami, N. A fast and accurate two-stage strategy to evaluate the effect of the pin tool profile on metal flow, torque and forces in friction stir welding / N. Dialami, M. Cervera, M. Chiumenti, C. A. De Saracibar // *Int. J. Mech. Sci.* – 2017. – № 122. – P. 215–227.
104. Fourment, L. Calibration of 3D ALE Finite Element Model from Experiments on Friction Stir Welding of Lap Joints / L. Fourment, S. Gastebois, L. Dubourg, F. Chinesta, E. Cueto, E. Abisset-Chavanne // *Proceedings of the 19th International ESA-FORM Conference on Material Forming.* – 2016. – Vol. 1769, № 1. – 100006.
105. Cremonesi, M. An explicit Lagrangian finite element method for free-surface weakly compressible flows / M. Cremonesi, S. Meduri, U. Perego, A. Frangi // *Comput. Part. Mech.* – 2017. – № 4. – P. 359–369.
106. Boscheri, W. High order accurate direct Arbitrary-Lagrangian-Eulerian ADER-WENO finite volume schemes on moving curvilinear unstructured meshes / W. Boscheri, M. Dumbser // *Comput. Fluids.* – 2016. – № 136. – P. 48–66.
107. Barlow, A. J. Arbitrary Lagrangian–Eulerian methods for modeling high-speed compressible multimaterial flows / A. J. Barlow, P. H. Maire, W. J. Rider, R. N. Rieben, M. J. Shashkov // *J. Comput. Phys.* – 2016. – № 322. – P. 603–665.
108. Aydin, M. The weldability of AZ31 magnesium alloy by friction stir welding / M. Aydin, R. Bulut // *Met. Mater.* – 2010. – № 48. – P. 97–104.
109. Lee, W. B. The joint characteristics of friction stir welded AZ91D magnesium alloy / W. B. Lee, J. W. Kim, Y. M. Yeon // *Mater. Trans.* – 2003. – № 44. – P. 917–923.
110. Meyghani, B. Thermal analysis of friction stir processing (FSP) using arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) and smoothed particle hydrodynamics (SPH) meshing techniques / B. Meyghani, M. B. Awang, C. S. Wu // *Mater. Werkst.* – 2020. – № 51. – P. 550–557.
111. Prasanna, V. Aspects of friction stir weldments of rare earth AE42 magnesium alloy / V. Prasanna, A. S. Kumar // *Int. J. Appl. Eng.* – 2017. – № 12. – P. 6647–6652.
112. Nandan, R. Improving reliability of heat transfer and materials flow calculations during friction stir welding of dissimilar aluminum alloys / R. Nandan, B. Prabu, A. De, T. Debroy // *Weld J.* – 2007. – № 86. – P. 313–322.
113. Eskandari, M. The study of thermomechanical and microstructural issues in dissimilar FSW of AA6061 wrought and A390 cast alloys / M. Eskandari, H. J. Aval, R. Jamaati // *Journal of Manufacturing Processes.* – 2019. – Vol. 41. – P. 168–176.

114. Chao, Y. J. Heat transfer in friction stir welding – Experimental and numerical studies / Y. J. Chao, X. Qi // *J. Manuf. Sci. Eng.* – 2003. – № 125. – P. 138–145.
115. Yin, P. F. An effective numerical simulation of temperature distribution of friction stir welding in quasi-steady-state / P. F. Yin, R. Zhang, J. T. Xiong, K. Zhao, J. L. Li // *J. Northwestern Polytech. Univ.* – 2012. – № 30. – P. 622–627.
116. Shi, Q. Y. Temperature fields during friction stir welding / Q. Y. Shi, X. B. Wang, X. Kang, Y. J. Sun // *J. Tsinghua Univ.* – 2010. – № 50. – P. 980–983.
117. Muci-Kuchler, Kh. Simulation of a refill friction stir spot welding process using a fully coupled thermo-mechanical FEM model / Kh. Muci-Kuchler, S. Kalagara, W. J. Arbegast // *J. Manuf. Sci. Eng. Trans ASME.* – 2010. – № 132. – P. 31–35.
118. Xu, J. D. Experimental and numerical study of thermal process in friction stir welding / J. D. Xu, S. P. Vaze, R. J. Ritter, K. J. Colligan, J. R. Pickens // *ASM Conf. Proc.: Join Adv. Special Mater.* – 2004. – P. 10–19.
119. Buchibabu, V. Probing torque, traverse force and tool durability in friction stir welding of aluminum alloys / V. Buchibabu, G. M. Reddy, A. De // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2017. – № 241. – P. 86–92.
120. Li, W. Y. Explicit finite element analysis of the plunge stage of tool in friction stir welding / W. Y. Li, M. Yu, J. L. Li, D. L. Gao, // *Mater. Sci. Forum.* – 2009. – № 620–622. – P. 233–236.
121. Michopoulos, J. G. Friction stir welding process parameter effects on work-piece warpage due to residual strains / J. G. Michopoulos, S. Lambrakos, A. Iliopoulos // *Proc. ASME Des. Eng. Technol. Conf.* – 2011. – Vol. 2. – P. 233–240.
122. Бабичев, А. П. Физические величины / А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др. ; под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – Москва : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
123. Рзаев, Р. А. Взаимосвязь энергетических, силовых и температурных характеристик сварки трением с перемешиванием и их влияние на механические свойства медно-алюминиевого сварного соединения / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин, Л. Э. Семенова // *Сварка и диагностика.* – 2024. – № 3. – С. 23–29.
124. Rzaev, R. Power characteristics of the metal compounds formation process during the friction stir welding / R. Rzaev, A. Chularis, L. Semyenova // *MATEC Web of Conferences.* – 2017. – № 129 (01059).

125. Distribution of the temperature in friction stir welding of aluminum and copper alloys / R. Rzaev, M. Sundetov, A. Valisheva, I. Derzhavin, D. Merkulov // E3S Web of Conferences. – 2023. – Vol. 458. – P. 02005.

126. Рзаев, Р. А. Исследование аксиального усилия при сварке трением перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, А. Г. Валишева, И. К. Черных // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2023. – № 10 (281). – С. 63–69.

127. Chauhan, P. Modeling of defects in friction stir welding using coupled Eulerian and Lagrangian method / P. Chauhan, R. Jain, S. K. Pal, S. B. Singh // J. Manuf. Process. – 2018. – № 34. – P. 158–166.

128. Zhu, Z. A Finite Element Model to Simulate Defect Formation during Friction Stir Welding / Z. Zhu, M. Wang, H. Zhang, X. Zhang, T. Yu, Z. Wu // Metals. – 2017. – № 7. – P. 256.

129. Salloomi, K. N. Defect Monitoring in Dissimilar Friction Stir Welding of Aluminum Alloys Using Coupled Eulerian – Lagrangian (CEL) Finite Element Model Finite Element Model / K. N. Salloomi // Adv. Mater. Process. Technol. – 2023. – Vol. 9, iss. 3. – P. 931–947.

130. Рзаев, Р. А. Исследование энергетических характеристик процессов сварки трением с перемешиванием алюминиевых и медных сплавов / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин // Металлург. – 2023. – № 11. – С. 48–53.

131. Рзаев, Р. А. Соединение коррозионностойких сплавов со сталями сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, З. Р. Датская, И. М. Державин // Сварка и диагностика. – 2019. – № 1. – С. 19–25.

132. Рзаев, Р. А. Компьютерное моделирование температурных полей в сварном шве при изменении технологических параметров сварки трением с перемешиванием алюминия и меди / Р. А. Рзаев, Л. М. Гуревич, И. М. Державин, Д. И. Меркулов // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2024. – № 10 (293). – С. 57–65.

133. Чуларис, А. А. Особенности формирования и строения структуры швов соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева // Физика и химия обработки материалов. – 2018. – № 6. – С. 35–47.

134. Чуларис, А. А. Формирование структуры ядра соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием металлов с полиморфными превращениями / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, О. Г. Зотов, А. О. Зотова // Технология металлов. – 2018. – № 9. – С. 17–27.

135. Чуларис, А. А. Сварка трением с перемешиванием алюминиевого и медного сплавов / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, М. Х. Сундетов // Сварочное производство. – 2019. – № 1. – С. 10–23.

136. Чуларис, А. А. О возможности диспергирования в условиях сварки трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Ю. Г. Людмирский, Р. А. Рзаев, С. В. Нескромный // Современные тенденции развития науки и технологий. – 2016. – № 7–2. – С. 97–102.

137. Лариков, Л. Н. Кинетика образования интерметаллидов в системе медь – алюминий / Л. Н. Лариков, А. В. Лозовская, В. Ф. Полищук и др. // Металлофизика. – Киев : Наукова думка, 1969. – Вып. 28. – С. 5–49.

138. Иванько А. А. Твердость / А. А. Иванько ; под ред. Г. В. Самсонова. – Киев : Наукова думка, 1968. – 128 с.

139. Рзаев, Р. А. Основные аспекты формирования сварного соединения способом сварки трением с перемешиванием и учетом механизмов пластической деформации на разных структурно-масштабных уровнях / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис. – Москва : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2017. – С. 43–49.

140. Чуларис, А. А. Эволюция механизмов пластической деформации, ответственных за формирование структуры околошовной зоны при сварке трением с перемешиванием металлов / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 1. – С. 54–60.

141. Рзаев, Р. А. Соединение Ti и его сплавов с алюминиевыми сплавами сваркой трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Н. А. Выборнов // Технология металлов. – 2019. – № 7. – С. 12–21.

142. Чуларис, А. А. Соединение сталей с алюминием и его сплавами сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева, В. В. Коган // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 12. – С. 22–32.

143. Рзаев, Р. А. Динамика температурного поля и оценка технологических параметров при сварке трением с перемешиванием биметаллических пластин / Р. А. Рзаев, А. У. Джалмухамбетов, В. В. Смирнов, Ш. М. Атуев // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18, № 1 (2). – С. 274–278.

144. Рзаев, Р. А. Динамическая модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, А. У. Джалмухамбетов, Ш. М. Атуев // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 3. – С. 47–55.

145. Rzaev, R. A. Mathematical Modeling of Process of the Friction Stir Welding / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalumukhambetov, A. Chularis, A. Valisheva // *Materials today: proceedings*. – 2019. – Vol. 11. – P. 3559–3567.

146. Rzaev, R. A. Dynamics of temperature distribution during friction stir welding of butt joints of copper and aluminum / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalumukhambetov, A. S. Ismukhambetova, I. M. Derzhavin // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2020. – № 971. – P. 032066.

147. Rzaev, R. A. Influence of the Geometry of a Similar Specimen on the Parameters of the Dynamics of the Thermal Field in Friction Stir Welding / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalumukhambetov, I. A. Krutova, M. A. Fisenko // *Robotics, Machinery and Engineering Technology for Precision Agriculture. Smart Innovation, Systems and Technologies*. – 2021. – Vol. 247. – P. 261–269.

148. Rzaev, R. A. Mathematical modeling of changes in temperature distribution during friction stir welding in massive samples / R. A. Rzaev, A. U. Dzhalumukhambetov, O. Yu. Dergunova, L. E. Semenova // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – 2020. – Vol. 971. – P. 032067.

149. Schmidt, H. Thermal modelling of friction stir welding / H. Schmidt, J. Hattel // *Scr. Mater.* – 2008. – Vol. 58 (5). – P. 332–337.

150. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016615802 от 25.07.2016. Компьютерная модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием в однородных металлах / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Атуев Ш. М.

151. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016618247 от 25.07.2016. Компьютерная модель распределения температуры в металле при сварке трением с перемешиванием в однородных металлах / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Атуев Ш. М. ; правообл. ФГБОУ ВО «Астраханский государственный университет». – Заявл. 31.05.2016 ; № 2016615802 ; опубл. 20.08.2016.

152. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2016660936 от 23.09.2016. Прогнозирование технологических параметров при сварке трением с перемешиванием биметаллических соединений / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов

А. У., Атуев Ш. М. ; правообл. ФГБОУ ВО «Астраханский государственный университет». – Заявл. 26.07.2016 ; № 2016618367 ; опубл. 20.10.2016.

153. Св-во о госрегистрации программы для ЭВМ № 2020660837 от 14.10.2020. Расчет технологических параметров при сварке трением с перемешиванием стыковых разнородных соединений / Рзаев Р. А., Джалмухамбетов А. У., Смирнов В. В., Чуларис А. А. ; правообладатель ФГБОУ ВО «Астраханский государственный университет». – Заявл. 31.08.2020 ; № 2020619801 ; опубл. 14.09.2020. – Бюл. № 9.

154. Шоршоров, М. Х. Расчет энергии активации процессов сверхпластической деформации сталей и сплавов при одноосном растяжении / М. Х. Шоршоров, А. Е. Гвоздев, И. Вю Тихонова // Известия Тульского государственного университета. Сер. Материаловедение. – 2002. – № 2. – С. 222–226.

155. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – Москва : Машиностроение, 1977. – 423 с.

156. Ерофеев, В. А. Расчетно-экспериментальная методика определения деформационных свойств алюминиевых сплавов при фрикционной сварке / В. А. Ерофеев [и др.] // Сварка и диагностика. – 2009. – № 2. – С. 6–10.

157. Пат. № 2809060 С1 от 6 декабря 2023 г. Способ подготовки поверхности торцов разнородных соединений для сварки трением с перемешиванием в виде пила / Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Смирнов В. В., Бич Г. В. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – № 2023114397 ; заявл. 31.05.2023; опубл. 06.12.2023.

158. Пат. № 2777096 от 01.08.2022. Способ подготовки поверхности торцов в виде шипа для разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Рзаев Р. А., Чуларис А. А., Смирнов В. В. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – № 2021119166 ; заявл. 29.06.2021 ; опубл. 01.08.2022.

159. Пат. № 2777098 С1. Способ подготовки поверхности торцов в виде замка для разнородных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием / Раев Р. А., Чуларис А. А., Меркулов Д. И. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – № 2021119168 ; заявл. 29.06.2021 ; опубл. 01.08.2022.

160. Пат. № 2720018 от 23 апреля 2020 г. Способ подготовки поверхности торцов разнородных соединений для сварки трением с перемешиванием / Рзаев Р. А., Валишева А. Г., Смирнов В. В., Чуларис А. А. ; заяв. и патентообл. ФГБОУ ВО АГУ. – № 2018121217 ; заявл. 07.06.2018 ; опубл. 23.04.2020.

161. Das, D. A Finite Element Model for Surface and Volumetric Defects in the FSW Process Using a Coupled Eulerian–Lagrangian Approach / D. Das, S. Bag, S. Pal // *Sci. Technol. Weld. Join.* – 2021. – № 26. – P. 412–419.

162. Lia, K. Using coupled Eulerian Lagrangian formulation for accurate modeling of the friction stir welding process / K. Lia, F. Jarrara, J. Sheikh-Ahmada, F. Ozturkb // *Procedia Engineering.* – 2017. – № 207. – P. 574–579.

163. Котлышев, Р. Р. Расчет температур при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов / Р. Р. Котлышев, К. Г. Шучев, А. В. Крамской // *Вестник Дагестанского государственного технического университета.* – 2010. – Т. 10, № 5 (48). – С. 693–699.

164. Медведев, А. Ю. Моделирование температурного поля при линейной сварке трением / А. Ю. Медведев, С. П. Павлинич, В. В. Атрощенко, Н. И. Маркелова // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета.* – 2010. – Т. 14, № 2. – С. 76–81.

165. Gupta, M. S. Finite element modeling and thermomechanical analysis of friction stir welded Al / Cu bimetallic lap joints / M. S. Gupta, B. Balunaik, K. G. K. Murti // *Int. J. Mech. Eng. & Rob. Res.* – 2012. – Vol. 1, № 2. – P. 162–173.

166. Майстренко, А. Л. Моделирование тепловых процессов для улучшения структуры металлов и сплавов методом трения с перемешиванием / А. Л. Майстренко [и др.] // *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.* – Киев : Сварка, 2014. – С. 22–30.

167. Meshram, S. Finite element modeling of friction stir welding / S. Meshram, R. Yarasu // *Thermal Analysis IJSRD.* – 2014. – № 2 (03). – P. 2321–2327.

168. Трыков, Ю. П. Влияние технологических факторов на кинетику диффузии в медно-алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, В. Г. Шморгун, И. А. Пономарева // *Известия вузов. Цветная металлургия.* – 2008. – № 1. – С. 50–54.

169. Стройман, И. М. Холодная тавровая сварка алюминия и меди / И. М. Стройман, Ю. К. Морозов // *Электротехника.* – 1982. – № 5. – С. 44–46.

170. Корнилов, И. И. Металлохимические свойства элементов периодической системы / И. И. Корнилов, Н. М. Матвеева, Л. И. Пряхина и др. – Москва : Наука, 1966. – 350 с.

171. Чувильдеев, В. Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / В. Н. Чувильдеев. – Москва : Физматлит, 2004. – 304 с.

172. Рыбакова, Л. М. Структура и износостойкость металлов / Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенова. – Москва : Машиностроение, 1982. – 212 с.
173. Колобов, Ю. Р. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю. Р. Колобов, Р. З. Валиев, Г. П. Грабовецкая и др. – Новосибирск : Наука, 2001. – 213 с.
174. Бобылев, С. В. Аккомодация зернограничного скольжения и повышение трещиностойкости в деформируемых нанокристаллических материалах / С. В. Бобылев, И. А. Овидько // *Materials Physics and Mechanics*. — 2016. – Vol. 29 (8). – P. 43–70.
175. Чувильдеев, В. Н. Зернограничное внутреннее трение и сверхпластичность нано- и макрокристаллических металлов и сплавов / В. Н. Чувильдеев, М. Ю. Грязнов, В. И. Копылов // *Металлы*. – 2005. – № 5. – С. 36–42.
176. Кайбышев, О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов / О. А. Кайбышев. – Москва : Металлургия, 1984. – 264 с.
177. Смирнов, О. М. Сверхпластичность нанокристаллических и аморфных материалов / О. М. Смирнов // *Перспективные материалы*. – 2010. – № 9. – С. 228–241.
178. Rzaev, R. A. The influence of technological methods on the mechanical properties of welded joints obtained by friction stir welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, D. I. Merkulov, M. Kh. Sundetov // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 38, part 4. – P. 1925–1930.
179. Sahu, P. K. Al / Cu Dissimilar Friction Stir Welding with Ni, Ti, and Zn Foil as the Interlayer for Flow Control, Enhancing Mechanical and Metallurgical Properties / P. K. Sahu, S. Pal, S. K. Pal // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2017. – Vol. 48A. – P. 3300–3317.
180. Zhang, Q. Microstructure and mechanical properties of dissimilar Al – Cu joints by friction stir welding / Q. Zhang, W. Gong, W. Liu // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2015. – № 25. – P. 1779–1786.
181. Muhammad, N. A. Effect of ultrasonic vibration on the intermetallic compound layer formation in Al / Cu friction stir weld joints / N. A. Muhammad, C. S. Wu, W. Tian // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – № 785. – P. 512–522.

182. Bahman, M. The effect of friction coefficient in thermal analysis of friction stir welding / M. Bahman, A. Mokhtar, G. Raof, M. Mohammadsadegh, K. Saeid, H. Zakaria // *Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 495 (012102). – P. 495.

183. Chularis, A. A. Core structure formation in the joints fabricated by friction stir welding of metals with polymorphic transformations / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, O. G. Zotov, A. O. Zotova // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2019. – № 13. – P. 1471–1478.

184. Chularis, A. A. Evolution of mechanisms of plastic strain responsible for structure formation in nearweld zone under friction stir welding / A. A. Chularis, R. A. Rzaev, A. G. Valisheva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2019. – Vol. 61, № 1–2. – P. 57–63.

185. Rzaev, R. A. Formation and structure features of the weld joints made by friction stir welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, A. G. Valisheva // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2019. – Vol. 10, № 3. – P. 673–681.

186. Rzaev, R. A. Joining of titanium and its alloys with aluminum alloys by friction stir welding / R. A. Rzaev, A. A. Chularis, A. V. Rybakov // *Key Engineering Materials: NMTME – 2019: International Scientific Conference “New Materials and Technological Engineering”*. – 2019. – Iss. 822. – P. 109–116.

187. Rzaev, R. A. Mechanisms of formation of the structure of welded joints, performed by friction stir welding / R. A. Rzaev, O. M. Alykova, V. V. Smirnov, A. P. Kanavin, I. N. Zavistovskaya // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – Vol. 1439, № 1. – P. 012025.

188. Rzaev, R. A. The influence of parameters on the friction stir welding formation welded joint of aluminum and copper alloys / R. Rzaev, A. Chularis, V. Smirnov, L. Semyenova. – URL: <http://www.ivdon.ru/magazine/archive/n3y2014/2783/>.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1



Общество с ограниченной ответственностью
 Научно-производственное предприятие
«СФО-АСТРА»
 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а
 ИНН/КПП: 3016053677/301901001
 E-mail: sfo-astra@mail.ru
 ОГРН: 1073016003554

Акт**о производственном апробировании**

Настоящим актом подтверждается, что на производственной базе ООО НПП «СФО-АСТРА» в период с 12.08.2024 г. по 31.10.2024 г. при непосредственном участии старшего преподавателя кафедры технологии материалов и промышленной инженерии ФГБОУ ВО АГУ имени В.Н. Татищева (соискатель кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ) Рзаева Радмира Адильбековича было проведено апробирование технологии сварки трением с перемешиванием алюминиевого и медного сплавов.

Целью работы являлось увеличение срока службы электротехнических шин на шинпроводах трансформаторной подстанции и уменьшение электрического сопротивления болтовых соединений алюминиевых и медных пластин.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) позволяет выполнять сварные соединения алюминия АД1 и меди М1со скоростью, в 3 - 6 раз превышающей скорость сварки плавлением. Сварные швы при сварке трением с перемешиванием обладают высокими прочностными и усталостными характеристиками, которые приближаются к механическим свойствам основного металла.

Ожидаемый экономический эффект за счет применения разработки в условиях производства ООО НПП «СФО-АСТРА» составит 1135000 рублей в год. Экономия средств вызвана уменьшением затрат на сварочные материалы.

Были исследованы электрические свойства электромонтажных шин из АД1 и М1, полученных с помощью сварки трением с перемешиванием. Экспериментальные данные показали, что падения напряжения на переходнике в 2,5 раза ниже по сравнению с болтовым соединением.

Генеральный директор
 Начальник лаборатории
 неразрушающего контроля
 и механических испытаний



Д.И. Меркулов
 И.М. Державин

Настоящий акт не является основанием для востребования с ООО НПП «СФО-АСТРА» премиального фонда.

Российская Федерация, 414056,
 г. Астрахань, ул. Татищева, д. 20а

Тел: +7-927-6640555
 +7-927-5888822
sfo-astra@mail.ru

ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: oooosfssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 101 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок – пила. Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, P, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
П.1	25,2×3,1	78,1	540	53	По св. шву	-	-	-
П.2	25,0×3,0	75,0	601	59	По св. шву	-	-	-
П.3	25,0×3,0	75,0	632	62	По осн. мет. А1	-	-	-
П.4	-	-	-	-	-	К.ш. нар.	20,2×2,9	32
П.5	-	-	-	-	-	К.ш. вн.	20,2×2,9	47

Заключение: -----

Начальник лаборатории

Технический директор



Н.В. Сафронов

А.И. Чвиженко

ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: oooosfssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 102 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок - шип. Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

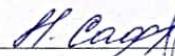
Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

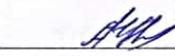
№	Растяжение				Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, R, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа		Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
Ш.1	25,5×32,8	71,4	699	68,6	По осн. мет. А1	-	-	-
Ш.2	25,3×32,9	73,4	689	67,4	По осн. мет. А1	-	-	-
Ш.3	24,1×33,0	72,3	675	64,2	По осн. мет. А1	-	-	-
Ш.4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	20,2×3,0	35
Ш.5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	21,0×3,0	61

Заключение: -----

Начальник лаборатории


 подпись Н.В. Сафронов

Технический директор


 подпись А.И. Чвиженко



ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: ooooofssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 103 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок - скос под углом 30^0 . Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

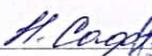
Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, P, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
30.1	26,1×33,0	78,3	672	63,8	По осн. мет. А1	-	-	-
30.2	25,7×33,0	77,1	654	63,5	По осн. мет. А1	-	-	-
30.3	26,2×33,0	78,6	659	63,6	По осн. мет. А1	-	-	-
30.4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	21,3×3,0	12
30.5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	20,7×2,9	40

Заключение: -----

Начальник лаборатории


 подпись Н.В. Сафронов

Технический директор


 подпись А.И. Чвиженко



ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: oooosfssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 104 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (А1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок - скос под углом 60° . Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, P, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
60.1	25,6×33,0	76,8	696	68,3	По осн. мет. А1	-	-	-
60.2	25,7×33,0	77,1	622	61,0	По осн. мет. А1	-	-	-
60.3	26,0×33,0	78,0	537	52,7	По св. шву	-	-	-
60.4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	20,8×3,0	10
60.5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	21,4×3,0	35

Заключение: -----

Начальник лаборатории

Н. Сафронов
подпись

Н.В. Сафронов

Технический директор

А.И. Чвиженко
подпись

А.И. Чвиженко



ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: oooosfssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 105 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок – без скоса. Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, R, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
1	25,6×33,0	76,8	695	68,2	По осн. мет. А1	-	-	-
2	25,7×33,0	77,1	622	61,0	По осн. мет. А1-	-	-	-
3	26,0×33,0	78,0	570	52,7	По св. шву	-	-	-
4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	20,8×3,0	12
5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	21,4×3,0	35

Заключение: -----

Начальник лаборатории

Технический директор


 подпись Н.В. Сафронов

 подпись А.И. Чвиженко



ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: ooooofssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 106 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Подготовка кромок – замок. Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

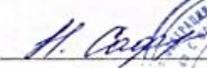
Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, P, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
3.1	25,6×33,0	76,8	399	39,2	По св. шву	-	-	-
3.2	25,7×33,0	77,1	499	49	По св. шву	-	-	-
3.3	26,0×33,0	78,0	448	44	По св. шву	-	-	-
3.4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	20,8×3,0	10
3.5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	21,4×3,0	21

Заключение: -----

Начальник лаборатории


 подпись

Н.В. Сафронов

Технический директор


 подпись

А.И. Чвиженко



ООО «Стройспецмонтаж»
 416168, Астраханская область, Красноярский район,
 п/р Степная, д. 2
 Телефон: +7 (8512) 79-79-50,
 Факс: 47-56-37, 31-30-88
 E-mail: oooosfssm@rambler.ru
 ОКПО 47811390
 ОГРН 1023001538933
 ИНН 3006006325 КПП 300601001

ПРОТОКОЛ РЕЗУЛЬТАТОВ
 МЕХАНИЧЕСКОГО ИСПЫТАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
 № 107 от «11» ноября 2024 г.

Заказчик ФГБОУ ВО АГУ им. В.Н. Татищева

Адрес 414056, г. Астрахань, ул. Татищева 20а.

Заявка/Акт отбора № 03-02 от 11.11.2024 г.

Дата проведения испытания 11.11.2024 г.

Материал Образцы стыкового сварного соединения пластин $\delta=3$ мм меди (М1) и алюминия (АД1); сварка трением с перемешиванием, в нижнем стыковом положении (Н1). Двухсторонняя сварка. Сварщик: Рзаев Р.А., клеймо РРР.

Испытательное оборудование: Машина для испытаний на растяжение РМ-50, №5649-97

Свидет. о поверке (№, срок действия): С-БГ/28-10-2024/387042862, действительно до 27.10.2025

Условия исследований норма

Примечания Испытание на статический изгиб до появления первой трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

№	Растяжение					Изгиб		
	Размер поперечного сечения, мм	Площадь поперечного сечения, F, мм ²	Разрывная нагрузка, P, кгс	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Место разрушения (по шву или основн. металлу)	Положение образца при испытании	Размер поперечного сечения, мм	Угол загиба, градусы
Д.1	25,6×3,0	76,8	399	39	По осн. мет. А1	-	-	-
Д.2	25,7×3,0	77,1	392	38	По св. шву	-	-	-
Д.3	26,0×3,0	78,0	377	37	По св. шву	-	-	-
Д.4	-	-	-	-	-	К. ш. нар.	20,8×3,0	5
Д.5	-	-	-	-	-	К. ш. вн.	21,4×3,0	11

Заключение: -----

Начальник лаборатории

Технический директор


 подпись Н.В. Сафронов


 подпись А.И. Чвиженко

