

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи

Высоцкий Игорь Васильевич

**РАЗРАБОТКА НАУЧНЫХ ОСНОВ ОПТИМИЗАЦИИ
ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД33**

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических наук,
Миронов Сергей Юрьевич

Белгород – 2020

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	11
1.1. Термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si	11
1.2. Сварка алюминиевых сплавов традиционными методами	14
1.3. Сварка трением с перемешиванием (СТП)	16
1.3.1. Основы СТП	16
1.3.2. Пластическое течение и формирование зёрненной структуры	17
1.3.3. Области применения	18
1.3.4. СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов	22
1.3.5. Аномальный рост зерен в ходе отжига сварных соединений	25
1.3.6. Усталостные свойства сварных соединений	27
1.4. Цель и задачи работы	31
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ	33
2.1 Материал для исследований	33
2.2 Измерение температуры сварки	33
2.3 Сварка трением с перемешиванием	34
2.4 Послесварочная обработка сварных соединений	35
2.5 Микроструктурный анализ	36
2.6 Измерение внутренних напряжений	38
2.7 Механические испытания	38
ГЛАВА 3. ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМА СТП	42
3.1. Характеризация исходного материала	42
3.2. Термический цикл СТП	44
3.3. Макроструктура сварных соединений	45
3.4. Зона термического влияния	47
3.5. Зона перемешивания	49
3.6. Механические свойства сварных соединений	51
3.7. Выводы по главе	53

ГЛАВА 4. ОПТИМИЗАЦИЯ ПОСЛЕВАРОЧНОЙ ОБРАБОТКИ	54
4.1. Аномальный рост зерен в ходе перезакалки швов	55
4.2. Подавление аномального роста зерен предварительной деформацией ...	57
4.3. Влияние предварительной прокатки на механические свойства швов	59
4.4. Рекристаллизационное поведение деформированных швов	61
4.5. Текстура рекристаллизации	65
4.6. Влияние режима предварительной прокатки на пластичность швов	67
4.7. Выводы по главе	69
ГЛАВА 5. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОПТИМИЗИРОВАННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	71
5.1. Внутренние напряжения в сварных швах.....	71
5.2. Диаграммы усталости	73
5.3. Фрактография	76
5.4. Анализ усталостной прочности	80
5.4.1. Диапазон низких циклических напряжений	81
5.4.2. Диапазон высоких циклических напряжений	82
5.5. Выводы по главе	84
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	86
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	89

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Совершенствование технологий в авиационно-космической и транспортной индустрии является одним из приоритетных направлений развития науки и техники в Российской Федерации. Считается, что исследования в данной области могут способствовать технологическому прорыву и, таким образом, позволят вывести нашу страну на качественно новый уровень развития.

Одним из ключевых конструкционных материалов в авиа- и ракетостроении являются термически упрочняемые алюминиевые сплавы. К сожалению, они характеризуются неудовлетворительной свариваемостью, и поэтому современные большеразмерные интегральные структуры планеров самолетов производятся с использованием заклепок. Это ведет к существенному увеличению веса авиационных конструкций, ухудшает их коррозионные и усталостные характеристики, а также способствует удорожанию производства. В этой связи, замена клепаных конструкций на неразъемные считается одним из основных направлений совершенствования конструкции планера самолета. Одним из способов достижения данной цели может служить внедрение принципиально новой технологии сварки - сварки трением с перемешиванием (СТП).

Данная технология дает возможность соединять материалы в твердом виде, т.е. без перевода их в расплав. Это позволяет избежать образования нежелательной литой структуры и сопутствующих ей разнообразных дефектов в зоне сварного шва. Более того, вследствие специфических особенностей процесса СТП, свариваемый материал подвергается большим пластическим деформациям при повышенной температуре, что обычно ведет к формированию в нем мелкозернистой рекристаллизованной

микроструктуры. Соответственно, эта технология позволяет получать высококачественные сварные соединения даже в алюминиевых сплавах.

Необходимо отметить, что процессу СТП свойственен очень большой температурный градиент, а пиковая температура обычно превышает $\sim 0,5T_{пл}$. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах это обычно ведет к сложным микроструктурным преобразованиям, связанным с дисперсными частицами вторичных фаз. В частности, в микроструктурных областях, подвергнутых относительно низкотемпературному воздействию (так называемой, зоне термического влияния), имеет место коагуляция частиц, которая обычно сопровождается срывом когерентности на межфазных границах. С другой стороны, в зоне высокотемпературного воздействия (так называемой, зоне перемешивания) наблюдается растворение дисперсоидов. Оба этих нежелательных эффекта ведут к существенному разупрочнению материала. Важно подчеркнуть, что, вследствие неоднородности формируемой микроструктуры, механические свойства сварных соединений, полученных СТП, не могут быть полностью восстановлены посредством стандартной термической обработки на старение. В этом случае в зоне термического воздействия продолжится рост частиц, в результате которого разупрочняющий эффект только усилится. Как следствие, прочность подобных швов составляет только 60-75% от прочности основного материала. В этой связи весьма актуальной является проблема оптимизации СТП процесса термически упрочняемых алюминиевых сплавов с целью получения сварных соединений, близких к равнопрочным.

В рамках данной диссертационной работы были разработаны и успешно апробированы два различных подхода для решения этой задачи.

Во-первых, был оптимизирован сам процесс сварки. Идея оптимизации была основана на допущении, что для получения высокопрочных сварных соединений необходимо интенсифицировать процесс растворения частиц упрочняющих фаз в зоне перемешивания при одновременном подавлении их

коагуляции в зоне термического влияния. В этом случае термический цикл СТП становится подобен обычной обработке на пересыщенный твердый раствор, и, таким образом, равнопрочный сварной шов может быть получен посредством обычного послесварочного старения.

Во-вторых, был оптимизирован процесс послесварочной обработки. Альтернативным способом достижения необходимого уровня механических характеристик сварных швов является их перезакалка с последующим старением. При реализации подобной термической обработки, однако, в зоне перемешивания нередко имеет место аномальный рост зерен, который способствует существенной деградации служебных свойств. Для подавления этого нежелательно феномена, послесварочную термическую обработку швов было предложено предварять холодной прокаткой на небольшие степени обжатия. Данный подход позволил активизировать процесс статической рекристаллизации вместо аномального роста зерен в ходе перезакалки швов и, таким образом, способствовал существенному улучшению их механических характеристик.

В качестве материала исследования в данной диссертационной работе был использован сплав АД33 (AA6061 по международной классификации), который является одним из наиболее распространенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Однако разработанные подходы также применимы и к термически упрочняемым алюминиевым сплавам других систем и, таким образом, носят универсальный характер. Это обуславливает актуальность данной работы.

Кроме того, в процессе проведения исследований был получен ряд новых данных о процессах формирования микроструктуры как непосредственно в ходе СТП, так и в ходе последующей термомеханической обработки. Эти результаты имеют самостоятельное научное значение и, таким образом, данная работа вносит свой вклад в физическое металловедение алюминиевых сплавов.

Целью диссертационной работы являлась разработка научных основ оптимизации процесса, сочетающего в себе СТП и послесварочную обработку, который обеспечивает получение сварных соединений, близких к равнопрочным, в типичном термически упрочняемом алюминиевом сплаве АД33 (AA6061).

Для достижения данной цели было необходимо решить следующие частные **задачи**:

1. Выявить связь между режимами СТП, термическим циклом сварки, превращениями частиц вторичных фаз и механическими свойствами сварных соединений. Оптимизировать режим СТП с целью полного растворения частиц вторичных фаз (β'' , β' , β) в зоне перемешивания без значимой коагуляции частиц β'' -фазы в зоне термического влияния.

2. Осуществить экспериментальную проверку гипотезы о подавлении аномального роста зерен посредством предварительной холодной деформации. Исследовать связь между степенью деформации и маршрутом прокатки и дисперсностью рекристаллизованной микроструктуры, формирующейся в ходе последующего высокотемпературного отжига материала сварного шва. Оптимизировать технологию послесварочной обработки с целью подавления аномального роста зерен в ходе перезакалки полученных сварных соединений

Научная новизна

1. Разработан оптимальный режим СТП, который, в сочетании со стандартной процедурой послесварочного старения, обеспечивает получение сварных соединений с коэффициентом прочности 90%¹. Показано, что комбинация высокой частоты вращения инструмента и высокой скорости

¹В данной работе под коэффициентом прочности сварного соединения понималось отношение его временного сопротивления к временному сопротивлению исходного (до сварки) материала.

сварки обеспечивает практически полное растворение частиц β - фазы в зоне перемешивания при их незначительной коагуляции в зоне термического влияния.

2. Установлено, что усталостная выносливость сварных соединений, полученных по оптимизированному режиму, не уступает аналогичной характеристике исходного материала. Показано, что данный эффект связан со значительным сужением зоны термического влияния, а также относительно высоким уровнем остаточных напряжений сжатия, свойственных «оптимизированным» швам.

3. Показано, что холодная прокатка сварных соединений на 10-20% обжатия, предваряющая их перезакалку, позволяет подавить аномальный рост зерен и, тем самым, обеспечивает полное восстановление прочностных и пластических характеристик материала.

Практическая значимость

В данной диссертационной работе были предложены и апробированы два способа получения равнопрочных или близких к ним СТП соединений термически упрочняемого алюминиевого сплава АД33. Предложенные методы также применимы и к термически упрочняемым алюминиевым сплавам других систем, что имеет важное практическое значение для транспортного машиностроения.

Основные положения диссертации, выносимые на защиту:

1) Методика оптимизации режима СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов, подразумевающая комбинацию высокой частоты вращения инструмента и высокой скорости сварки. На основе микроструктурных исследований и механических испытаний экспериментально показано и научно обосновано, что использование подобного режима СТП в совокупности со стандартной процедурой послесварочной термической обработки на старение обеспечивает получение

сварных соединений, близких к равнопрочным. В частности, установлено, что коэффициент прочности сварного соединения достигает 90%, а многоцикловая усталостная прочность превосходит аналогичную характеристику исходного материала.

2) Методика оптимизации послесварочной обработки сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов, полученных СТП. На основе тщательных микроструктурных исследований и механических испытаний экспериментально показано и научно обосновано, что холодная прокатка сварных швов на 10-20% обжатия, предваряющая их перезакалку, позволяет подавить аномальный рост зерен и, тем самым, обеспечивает полное восстановление прочностных и пластических характеристик материала.

Достоверность результатов диссертационной работы обусловлена использованием современного научно-исследовательского оборудования, прошедшего аккредитацию и поверки; проведением испытаний в соответствии с действующими ГОСТами и международными стандартами ASTM; воспроизводимостью и статистической значимостью полученных результатов, а также сопоставимостью полученных результатов с литературными данными и их непротиворечивостью современным научным представлениям.

Апробация работы

Результаты диссертационной работы были представлены на нижеследующих российских и международных научных конференциях: International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials THERMEC 2018 (Франция, 2018 г.), 13th International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM 2018) (Санкт-Петербург, Россия, 19-22 августа 2018 г.); VI международном симпозиуме «Объемные наноматериалы: от науки к инновациям. BNM-2019» (Уфа, Россия, 25-27

сентября 2019 г.), Международном междисциплинарном симпозиуме «Иерархические материалы: разработка и приложения для новых технологий и надежных конструкций» (Томск, Россия, 1-5 октября 2019 г.).

Личный вклад автора

Соискатель принимал активное участие в формулировке цели и задач диссертационной работы, непосредственно осуществлял экспериментальные исследования, а также обработку и анализ экспериментальных данных, активно участвовал в подготовке и написании научных публикаций, а также представлении полученных результатов на научных конференциях.

Благодарность

Автор выражает глубокую благодарность научному руководителю д.ф.-м.н. Миронову С.Ю. и руководителю лаборатории д.ф.-м.н. Кайбышеву Р.О. за плодотворное обсуждение полученных результатов и научные консультации. Он также признателен к.т.н. Малафееву С.С., Тагирову Д.В., Ковалю Н.В. и Кулицкому В.А. за практическое содействие в работе.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1. Термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si

Согласно международной классификации, термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si обозначаются как сплавы серии бxxx, где первая цифра указывает на систему легирования (цифра «6» соответствует системе Al-Mg-Si), вторая - на модификацию сплава («0» соответствует исходному разработанному сплаву), а две последние цифры обозначают номер сплава внутри серии.

Благодаря оптимальному сочетанию механических характеристик и относительно высокой коррозионной стойкости (включая коррозию под напряжением), сплавы бxxx серии широко используются в промышленности. Наибольшее применение они нашли в транспортном машиностроении. В частности, сплав АД33 (AA6061, согласно международной классификации) используется в судостроении, автомобилестроении и железнодорожном транспорте в качестве конструкционного материала, обеспечивающего жесткость конструкций [1]. В состоянии поставки сплавы данной системы преимущественно находятся в виде экструдированных профилей различной геометрии (рис. 1.1) и, в меньшей степени, в виде листов.

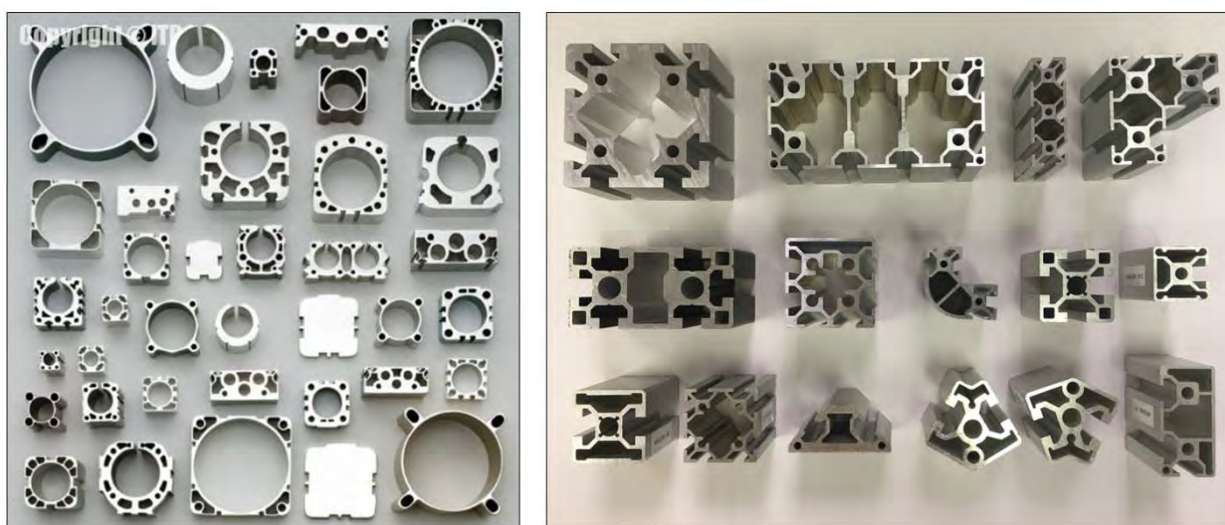


Рисунок 1.1 – Пример экструдированных профилей из алюминиевых сплавов

Помимо основных легирующих элементов (Mg и Si), обеспечивающих твердорастворное и дисперсионное упрочнение, сплавы бxxx серии дополнительно легируют медью (с целью дальнейшего повышения механических свойств), хромом (с целью компенсации неблагоприятного воздействия меди на коррозионные свойства), а также марганцем, который совместно с хромом препятствует сегрегации кремния по границам зёрен [1].

Основным механизмом упрочнения сплавов бxxx серии является дисперсионное твердение [1]. Максимум механических свойств достигается посредством термической обработки Т6, включающей в себя закалку и последующее старение [1]. Последовательность фазовых превращений в процессе старения описана во многих работах (например [2–7]), и схематично её можно представить в виде следующей последовательности: пересыщенный твердый раствор \rightarrow формирование кластеров Si и Mg \rightarrow растворение кластеров Mg с одновременным формированием кластеров Mg/Si (зоны Гинье-Престона) $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$.

При этом необходимо отметить, что согласно теории, предложенной в работе [4], существует температура сольвуса зон Гинье-Престона (T_C), выше которой зарождение и рост стабильных фаз (в данном случае β фазы) происходит сразу, без дополнительных фазовых превращений. Таким образом, если температура старения превышает величину T_C , то получение высоких механических свойств становится невозможным.

Фаза β'' формируется в процессе накопления исходными кластерами кремния и магния. Она представляет собой иглообразные выделения, расположенные параллельно оси $\langle 100 \rangle$ алюминиевой матрицы. Химическая композиция данной фазы описывается стехиометрическим соотношением Mg_5Si_6 , а её кристаллическая структура - пространственной группой симметрии $C2/m$. Продольные размеры частиц β'' фазы обычно не превышают 60 нм. Границы β'' фазы являются полностью когерентными и поэтому создают довольно сильное поле упругих напряжений в матрице,

являясь, таким образом, эффективным препятствием для скольжения дислокаций. Общепринято считать, что получение максимально возможной прочности в сплавах серии бxxx обусловлено именно достижением максимальной плотности частиц β'' фазы [2, 3, 8, 9].

В ходе дальнейшего накопления магния из твердого раствора, фаза β'' постепенно трансформируется в фазу β' . Частицы новой фазы представляют собой стержнеобразные выделения, также ориентированные параллельно оси $\langle 100 \rangle$ алюминиевой матрицы. Их химический состав близок к $\text{Mg}_{1.8}\text{Si}$, а кристаллическое строение описывается пространственной группой симметрии $R\bar{6}_3$. Из-за увеличения размеров выделений в ходе трансформации $\beta'' \rightarrow \beta'$ происходит частичный срыв когерентности на межфазных границах, в результате чего последние становятся полукогерентными. Как следствие, выделение β' обычно приводит к снижению прочности [2, 4, 9]; данный эффект иногда называют перестариванием материала.

Фаза β может формироваться на месте β' либо за счёт накопления магния из матрицы, либо (в случае достаточно высокой температуры старения) зарождаться непосредственно на дефектах кристалла. Данная фаза представляет собой частицы дискообразной формы с некогерентными границами, стехиометрическим соотношением Mg_2Si и пространственной группой симметрии $F_{m\bar{3}m}$. Образование β фазы обычно ведет к значительному падению механических свойств материала [2–6, 9–12].

Добавление меди к сплавам системы Al-Mg-Si принципиально меняет характер фазовых превращений [13–16]. В частности, небольшие добавки ($\sim 0,07\%$ по массе) приводят к следующей последовательности превращений: пресыщенный твёрдый раствор \rightarrow зоны Гинье-Престона $\rightarrow \beta'' \rightarrow (\beta' + Q') \rightarrow \beta$, где Q' фаза представляет собой стержнеобразные выделения стехиометрического состава $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$, ориентированные вдоль направления $\langle 100 \rangle$ и характеризующиеся полукогерентным сопряжением с матрицей. Увеличение весовой концентрации меди до $\sim 0,9\%$ ведет к

последовательности: пересыщенный твёрдый раствор \rightarrow зоны Гинье-Престона $\rightarrow \beta' \rightarrow Q' \rightarrow Q$. В некоторых работах сообщается также о выделении θ' и θ фаз со стехиометрией CuAl_2 [4, 11].

Важно подчеркнуть, что, в случае избытка магния, в бxxx сплавах может иметь место растворение кластеров кремния с одновременным ростом кластеров магния и последующим образованием кубической фазы с предположительным стехиометрическим составом Mg_3Si [17]. С другой стороны, повышенное содержание кремния (1,2 вес.% и более) не приводит ни к изменению фазового состава, ни к последовательности выделения фаз, а весь избыточный кремний выделяется в виде отдельных частиц [18].

Также важно отметить, что, вследствие наличия примесей железа, присутствующих практически в любом промышленном алюминиевом сплаве, в ходе кристаллизации материала из расплава обычно происходит выделение крупных (до нескольких десятков микрон) частиц первичных фаз $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe}, \text{Mn})_3$ [19–24]. Считается, что данные частицы не оказывают существенного влияния на комплекс механических свойств, хотя в отдельных работах отмечается, что они могут препятствовать образованию микротрещин [22].

1.2. Сварка алюминиевых сплавов традиционными методами

Поскольку подавляющее большинство современных инженерных конструкций является сборными, важнейшей характеристикой любого конструкционного материала является его способность к сварке (т.е. «свариваемость»). Алюминиевые сплавы считаются ограниченно свариваемыми. В настоящее время неразъемные соединения из этих материалов в основном получают методами газо-дуговой [22–27] и лазерной [28–31] сварки.

Газо-дуговая сварка осуществляется посредством образования электрической дуги между электродом и свариваемым материалом, которая

ведет к локальному плавлению последнего. Характерной особенностью данного метода является непрерывная подача инертного газа (обычно аргона) в зону сварки с целью создания защитной атмосферы. В зависимости от используемых электродов газо-дуговую сварку разделяют на сварку с вольфрамовым (т.е. не расходуемым-) электродом, и сварку с металлическим (т.е. расходуемым-) электродом; в качестве последнего обычно используется проволока-наполнитель из алюминиевого сплава, выбираемого исходя из конкретной задачи и химического состава свариваемого изделия. Газо-дуговая сварка характеризуется рядом серьёзных недостатков, к наиболее серьёзным из которых относят высокотемпературное растрескивание, а также повышенную пористость. Основной причиной растрескивания является дилатационный эффект – в ходе кристаллизации расплавленного алюминия его удельный объем уменьшается на 6%, что неизбежно приводит к возникновению значительных термических напряжений [23]. С другой стороны, повышенная пористость связана с очень большой разницей в растворимости водорода между расплавленным и кристаллизованным алюминием (в 19 раз!); устранить эту проблему не удастся даже посредством использования защитных газов. Также существенным недостатком метода газо-дуговой сварки является его повышенная чувствительность к качеству поверхности. В частности, наличие на ней оксидной пленки (температура плавления которой составляет 2035 °C) приводит к возникновению крупных пустот на поверхности раздела свариваемых деталей.

В качестве рабочего инструмента *лазерной* сварки используются лазеры большой мощности. Данная технология обеспечивает относительно высокую скорость плавления и, как следствие, способствует значительному сужению зоны термического влияния. Также к преимуществам данного метода относят высокую производительность, повышенную точность позиционирования и умеренное коробление свариваемых деталей. Тем не менее, лазерная сварка также не позволяет избежать проблем, связанных с плавлением материала, а

именно повышенной пористостью и формированием грубозернистой дендритной структуры в зоне сварного шва.

1.3. Сварка трением с перемешиванием (СТП)

1.3.1. Основы СТП

Использование принципиально новой технологии сварки – сварки трением с перемешиванием (СТП) [32] – позволяет избежать многочисленных проблем, связанных с процессом кристаллизации металла из расплава. СТП представляет собой метод сварки в твердофазном состоянии, в ходе которого специально сконструированный сварочный инструмент, состоящий из пина и плечиков, вращаясь с очень большой угловой скоростью, внедряется в материал (например, стык двух листов) и, перемещаясь вдоль направления сварки, формирует сварное соединение (рис. 1.2).

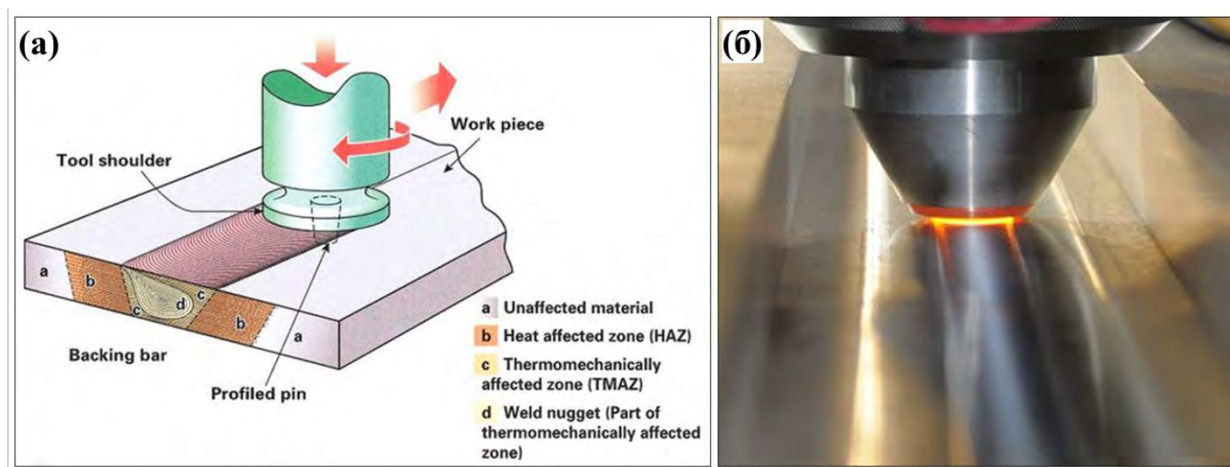


Рисунок 1.2 – Иллюстрация процесса сварки трением с перемешиванием: (а) схема, (б) фотография

В ходе СТП, основной функцией плечиков является фрикционный разогрев материала. В свою очередь, пин служит для механического перемешивания разогретого материала, с целью получения сварного соединения. Для интенсификации процесса перемешивания на поверхность пина обычно наносят резьбу.

Общепринято считать, что ключевыми параметрами СТП являются частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки; в качестве важных параметров также отмечают величину прижимного давления, а также дизайн сварочного инструмента [34–43]. Показано, что температура процесса в зоне перемешивания определяется частотой вращения инструмента, в то время как продолжительность термического воздействия контролируется скоростью сварки [44–46]. Максимальная температура СТП алюминиевых сплавов может достигать 550 °С [47, 48], а в исключительных случаях – даже 600 °С, приводя к локальному оплавлению свариваемого материала [45].

К преимуществам СТП обычно относят отсутствие коробления, пористости и горячих трещин, формирование мелкозернистой микроструктуры в зоне сварного шва, а также относительно невысокие энергозатраты [32]. В качестве недостатков данной технологии можно отметить относительно высокую стоимость оборудования, а также технические трудности при сварке деталей сложной конфигурации.

1.3.2. Пластическое течение и формирование зёрненной структуры

Структура и свойства СТП-швов в значительной мере определяются характером пластического течения в ходе сварки. Согласно современным представлениям, данный процесс является довольно сложным и в значительной мере зависит от дизайна сварочного инструмента [49–55]. В частности, пластическое течение в *приповерхностном* слое материала определяется плечиками инструмента [49]. Установлено, что влияние плечиков может простираться на значительную глубину перемешиваемого материала, а схема деформации в этом случае близка к кручению под давлением [50]. С другой стороны, перемешивание глубинных слоев материала осуществляется пином. В этом случае, схема деформации близка к простому сдвигу, причем в качестве поверхности сдвига выступает поверхность пина, а направление сдвига является тангенциальным к направлению его вращения.

Сочетание вращательного и трансляционного движений в ходе СТП обуславливает характерную анизотропию процесса пластического течения. В частности, на одной из сторон формирующегося сварного соединения направления вращательного и поступательного движений инструмента совпадают, а на другой они являются разнонаправленными. В международной литературе эти стороны обозначаются, соответственно, как *advancing side* (AS) и *retreating side* (RS). Асимметрия пластического течения может приводить к существенному варьированию температурно-деформационных условий внутри зоны сварного шва и, как следствие, неоднородности формируемой в нем микроструктуры [56–58].

В поперечном сечении сварного соединения, полученного методом СТП, обычно выделяют зону перемешивания, зону термомеханического воздействия, зону термического влияния, а также зону исходного материала (рис. 1.2). В зоне перемешивания свариваемый материал подвергается очень большим пластическим деформациям при повышенных температурах, что обычно ведет к существенному измельчению зёрненной структуры. Хотя процесс эволюции микроструктуры в ходе СТП алюминиевых сплавов является довольно сложным, в большинстве работ в качестве её основного механизма отмечается непрерывная рекристаллизация [59–64].

1.3.3. Области применения

Технология СТП уже нашла широкое применение при изготовлении конструкций в транспортной индустрии – в судостроении, авиакосмической промышленности, а также при производстве железнодорожных вагонов и автомобилей.

В современном судостроении значительная часть сварочных работ связана с привариванием экструдированных тавровых профилей из сплава АА6061-Т6 к листам для увеличения жесткости элементов переборок, палубы и обшивки судна. Эти работы выполняются вручную, с применением газо-

дуговой сварки. Как следствие, принципиальным недостатком такого метода является невозможность получения стабильного качества сварных соединений. Более того, из-за значительного коробления свариваемых конструкций, газо-дуговая сварка позволяет делать только точечные соединения, как показано на рис. 1.3а. Наконец, использование традиционной технологии сварки подразумевает необходимость содержания значительного штата высококвалифицированных сварщиков, что в реалиях сегодняшнего времени может представлять существенную проблему [65].

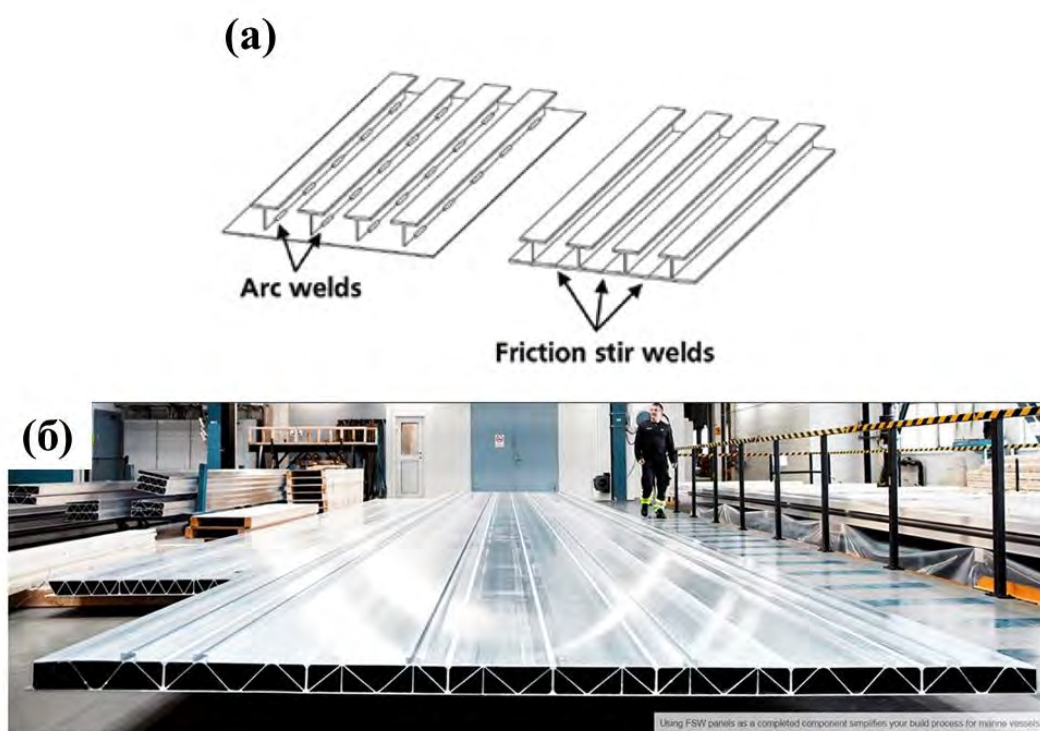


Рисунок 1.3 – (а) Схематичное изображение изготовления элементов конструкции судов с применением газо-дуговой сварки и СТП, (б) Переборка судна, полученная СТП тонкостенных экструдированных профилей [65, 66]

С другой стороны, использование СТП позволяет избежать всех этих сложностей. Во-первых, данный метод позволяет сваривать двутавровые профили встык (рис. 1.3а) и, таким образом, получать панели с высокой жесткостью и стабильным качеством швов. В отличие от газо-дуговой сварки, требующей наваривать тавровые элементы конструкции непосредственно в процессе сборки судна, СТП дает возможность осуществлять сварку «на столе», т.е. на самой верфи или даже на

предприятию субподрядчика, с установкой на корабль уже готовой панели. Это позволит сократить время и уменьшить стоимость производства судна при более высоком качестве сварных соединений. В частности, СТП-швы характеризуются не только повышенной прочностью, но также и относительно высоким уровнем пластичности. Это делает СТП незаменимой для производства элементов корабля, для которых сохранения структурной целостности конструкции при ударе является критически важным. Также, повышенная пластичность СТП-соединений идеально подходит для сборки тонкостенных экструдированных профилей (рис. 1.3б). Наконец, автоматизированный характер процесса СТП позволяет существенно снизить требования к квалификации сварщиков, а высокая производительность метода дает возможность значительно сократить их численность.



Рисунок 1.4 - Фюзеляж самолёта Eclipse 500, изготовленный с применением СТП [28]

В авиакосмической отрасли СТП применяют для сварки высокопрочных термически упрочняемых алюминиевых сплавов серий 2xxx и 7xxx, которые считаются практически не-свариваемыми традиционными методами [28, 32]. Ожидается, что использование СТП позволит заменить клепаные соединения неразъемными, тем самым повысив жесткость конструкций и уменьшив их вес. Данная идея была недавно реализована при производстве фюзеляжей самолетов Eclipse 500 (рис. 1.4).

Современная концепция конструирования железнодорожных вагонов направлена на увеличение их ударной прочности. Это достигается за счет увеличения прочности на изгиб панелей посредством использования ребер

жесткости [67]. Технология СТП считается оптимальной для их соединения. Впервые эта идея была реализована японской компанией Hitachi при производстве скоростных поездов Shinkansen (рис. 1.5).

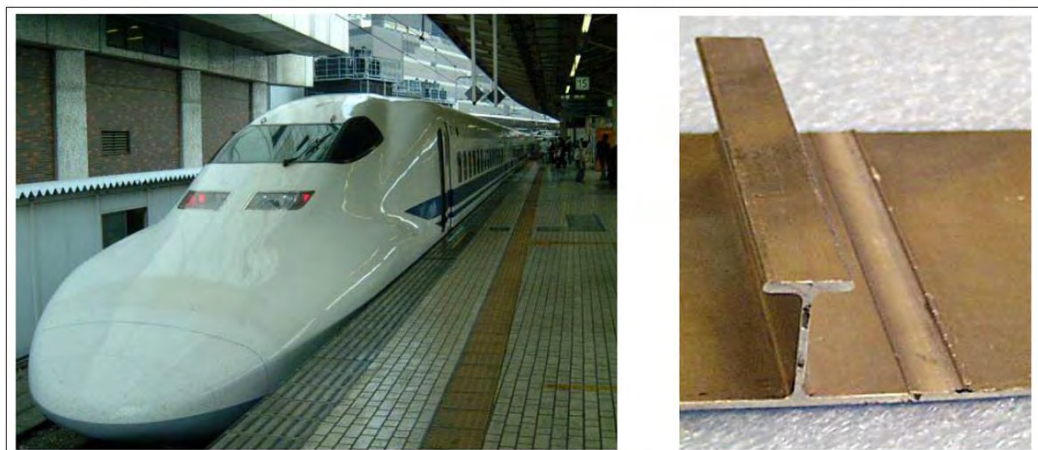


Рисунок 1.5 – Панели с рёбрами жёсткости, полученные посредством СТП экструдированных профилей и используемые при производстве скоростных поездов Shinkansen [67]

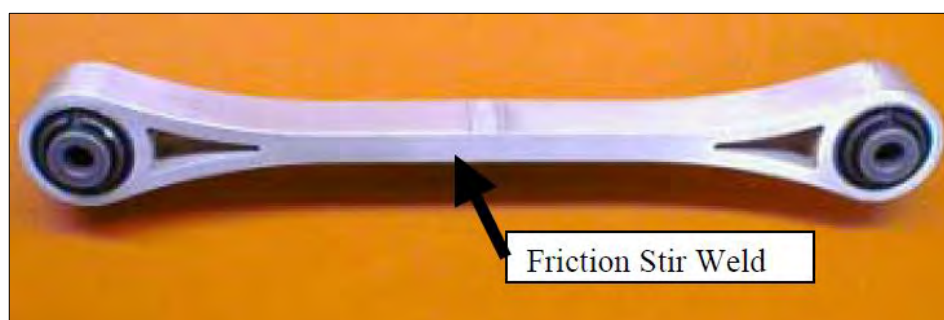


Рисунок 1.6 – Рычаг подвески автомобиля, полученный из двух экструдированных деталей посредством СТП [68]

В автомобильной промышленности условным технологическим пределом получения экструдированных заготовок считаются детали размером до 300 мм. Дело в том, что с увеличением размеров деталей падает точность их изготовления, а также неприемлемо возрастает стоимость производства в пересчёте на единицу массы материала [68]. СТП позволяет без существенных искажений геометрических размеров соединить несколько малогабаритных экструдированных деталей для получения более крупных элементов конструкции (рис. 1.6), экструзия которых целиком является неоправданной из-за описанных выше трудностей.

1.3.4. СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов

Влияние СТП на структуру и свойства термически упрочняемых алюминиевых сплавов было исследовано в работах [14, 43, 46, 69–116]. Было обнаружено, что ключевыми характеристиками процесса являются частота вращения сварочного инструмента и скорость сварки [73, 76–79]. В частности, было показано, что получение бездефектных СТП соединений возможно только в определенном диапазоне этих параметров [76, 77, 79], как показано на рис. 1.7. Также было обнаружено, что увеличение скорости сварки при постоянной частоте вращения инструмента сопровождалось существенным сокращением времени температурного воздействия [72] и значительным уменьшением среднего размера зерен в зоне перемешивания [46]. С другой стороны, было установлено, что рост частоты вращения инструмента приводит к повышению временного сопротивления и пластичности СТП соединений [70, 71].

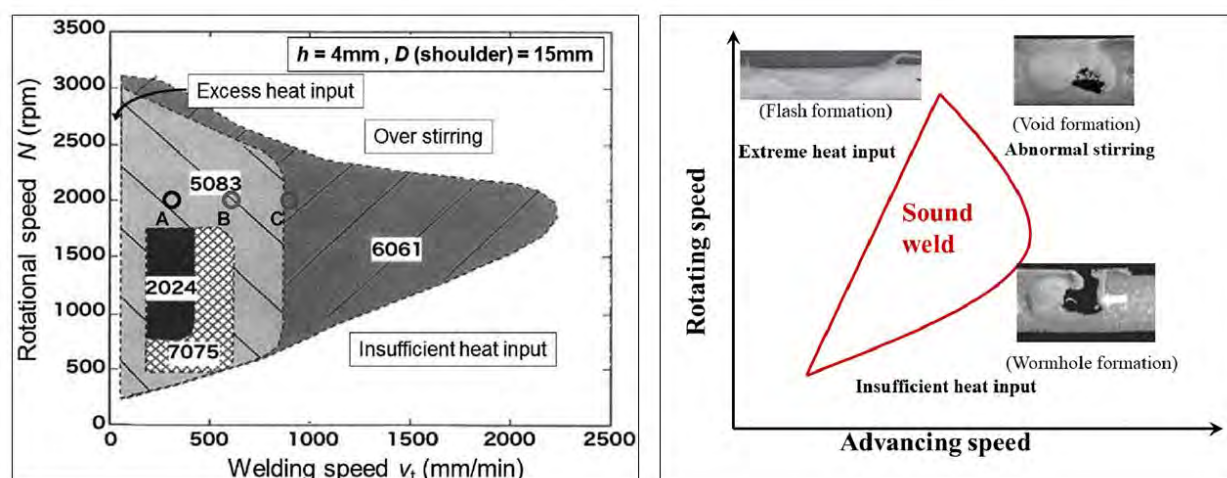


Рисунок 1.7 – Примеры режимов СТП, позволяющих получать бездефектные сварные соединения

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

Вследствие значительного температурного градиента, присущего СТП, частицы вторичных фаз в свариваемом материале могут претерпевать очень сложные превращения. В частности, в микроструктурных областях, подвергнутых относительно низкотемпературному воздействию (в так называемой зоне термического влияния), обычно наблюдается коагуляция частиц [14, 43, 80–101]. Как правило, это ведет к срыву когерентности на межфазных границах [88, 96, 102] и сопутствующему существенному разупрочнению материала [83–85, 89, 91, 94, 96, 100, 103, 104]. В алюминиевых сплавах 7xxx серии дополнительно может иметь место образование зон, свободных от выделений, вдоль границ зерен [80, 105].

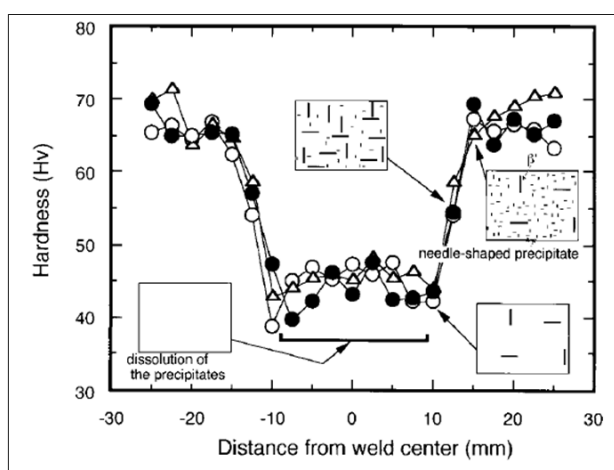


Рисунок 1.8 — Зависимость профиля микротвердости от выделений вторичных фаз в сплаве 6063 после СТП [83]

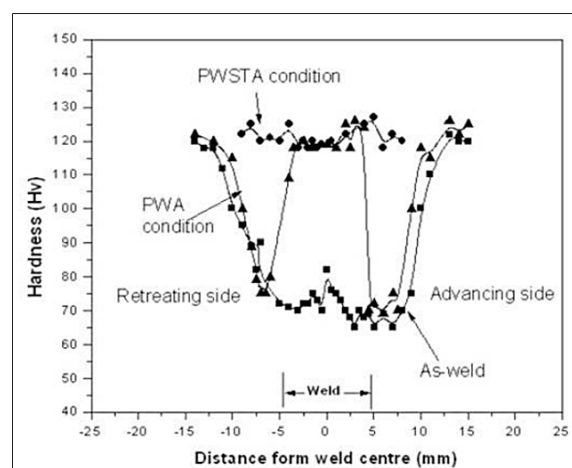


Рисунок 1.9 — Влияние послесварочной термической обработки на микротвердость (As-welded – состояние сразу после СТП, PWA – СТП + послесварочное старение, PWSTA – СТП + послесварочная обработка T6) [115]

С другой стороны, в микроструктурных областях, нагретых до относительно высоких температур (в так называемой зоне перемешивания), частицы вторичных фаз обычно растворяются, что также обычно ведет к значительной деградации прочности [43, 80–85, 88, 89, 92–97, 99–101, 106–114]. При этом стоит отметить, что, в зависимости от скорости сварки, дисперсоиды могут частично выделиться из твердого раствора в ходе охлаждения материала до комнатной температуры [80, 89, 91, 94–98, 106, 114], способствуя, таким образом, частичному восстановлению прочностных

характеристик. Поскольку материал зоны перемешивания характеризуется повышенным содержанием дефектов кристаллической решетки (в частности, дислокаций и границ зерен и субзерен), выделение частиц обычно происходит на них, что может вести к существенной неоднородности их распределения [80, 97, 98, 106]. Типичная картина влияния процессов коагуляции и растворения частиц на микротвердость приведена на рис. 1.8.

Среди этих двух процессов, огрубление дисперсоидов в зоне термического влияния считается наиболее существенной проблемой, поскольку в этом случае механические свойства СТП-швов не могут быть восстановлены в ходе послесварочного старения [82, 103]; типичный пример приведен на рис. 1.9. Именно это нежелательное явление приводит к относительно низкому (~60-75%) коэффициенту прочности СТП-соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Ввиду диффузионной природы процесса коагуляции дисперсоидов, его развитие критически зависит от времени температурного воздействия. Таким образом, можно предположить, что сужение термического цикла в ходе СТП (рис. 1.10) может положительно сказаться как на кинетике огрубления частиц вторичных фаз, так и на механических свойствах материала.

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

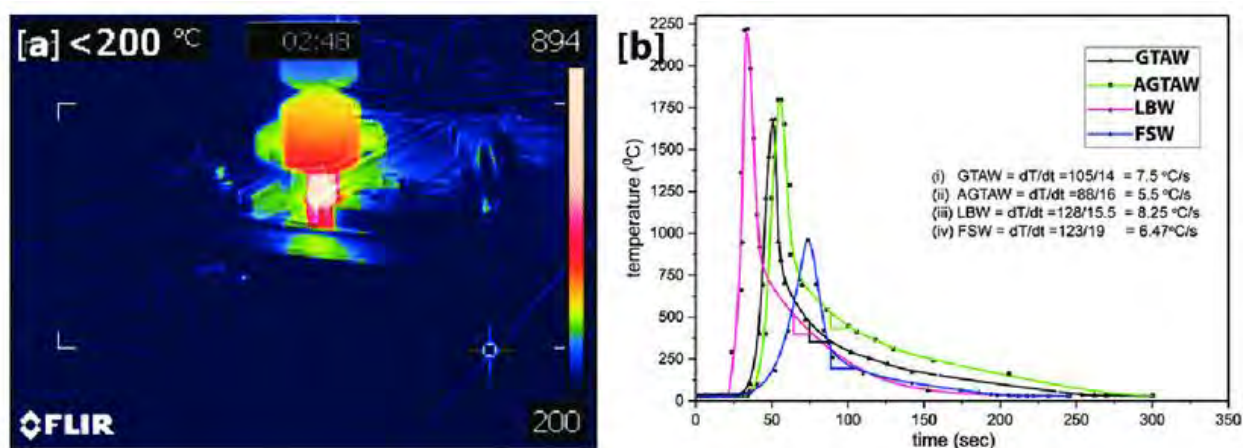


Рисунок 1.10 – Измерение температуры СТП: (а) пирометрический метод и (б) термический цикл СТП в сравнении с другими методами сварки

Как отмечалось выше, требуемые температурные условия в ходе СТП могут быть реализованы при использовании комбинации высокой частоты вращения инструмента и высокой скорости сварки. Таким образом, было предположено, что применение подобного «оптимизированного» режима СТП в совокупности со стандартной процедурой послесварочного старения может обеспечить получение высокопрочных сварных соединений.

1.3.5. Аномальный рост зерен в ходе отжига сварных соединений

Альтернативным способом достижения необходимого уровня механических свойств СТП-швов является их перезакалка с последующим старением. Данный подход также может обеспечить относительно однородное выделение упрочняющих частиц в различных областях сварного соединения и, таким образом, восстановить его прочностные характеристики. Однако первые же эксперименты в этой области показали, что высокотемпературный отжиг СТП-соединений часто приводит к аномальному росту зерен в зоне перемешивания [103, 117–153]. Этот нежелательный эффект способствует существенной деградации служебных характеристик сварных конструкций и, таким образом, может привести к их преждевременному разрушению [103].

Несмотря на то, что феномен аномального роста зерен известен уже на протяжении очень длительного времени, механизм этого интересного

явления до сих пор не вполне ясен. Интенсивные исследования последних лет показали, что аномальный рост зерен в СТП-швах является чувствительным к температуре сварки. В частности, СТП-соединения, полученные при относительно высоких температурах, обычно демонстрируют относительно высокую термическую стабильность [27, 153–160]. Также было установлено, что аномальный рост зерен протекает очень неоднородно. Как правило, первые аномально крупные зерна выявляются в периферийных областях шва, в первую очередь в его приповерхностной или нижней областях [117, 122, 125–128], как показано на рис. 1.11.

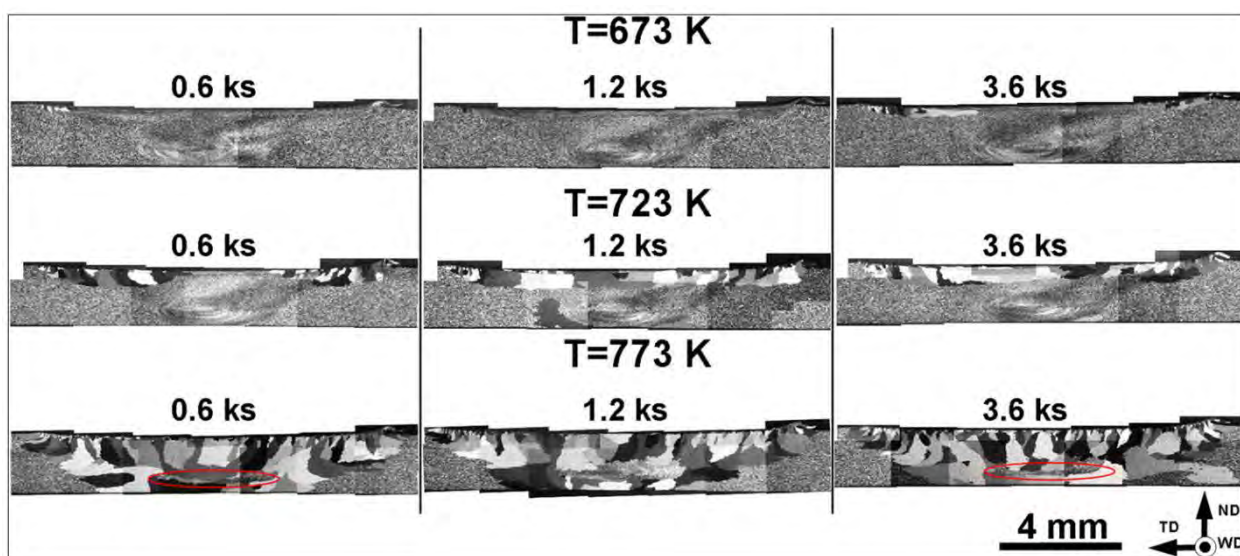


Рисунок 1.11 – Аномальный рост зерен в ходе высокотемпературного отжига СТП-соединений [126]

Предполагается, что данный эффект связан с очень специфической микроструктурой, формирующейся в этих областях в ходе СТП [126]. Интересно отметить, что кристаллографическая ориентировка аномальных зерен не является произвольной [127]. По аналогии с теорией образования текстуры рекристаллизации, данный феномен иногда трактуется в рамках повышенной подвижности 40° $\langle 111 \rangle$ границ в металлах с гранецентрированной кубической решеткой [154].

Как следует из анализа научной литературы, аномальный рост зерен в СТП-швах обычно описывается в рамках так называемой «ячеистой модели»

Хамфри [155, 156]. В соответствии с ней, аномальный характер роста связан либо с повышенным содержанием малоугловых границ, либо относительно низкой концентрацией частиц вторичных фаз. В этой связи необходимо отметить, что данная теория была разработана для относительно однородных структур, в то время как характерной чертой СТП-швов является резкий микроструктурный градиент. Таким образом, механизм аномального роста зерен в СТП-соединениях по-прежнему является не вполне понятным и, таким образом, требует тщательного изучения.

Следует отметить, что около 50 лет тому назад был предложен относительно простой, но эффективный метод подавления аномального роста зерен [157]. Его суть заключалась в том, что материал перед проведением термической обработки подвергался небольшой пластической деформации (например, посредством прокатки на небольшие степени обжатия). Предполагалось, что предварительная пластическая деформация способствует накоплению повышенной плотности дислокаций и, таким образом, последующий отжиг материала активизирует процесс рекристаллизации вместо аномального роста зерен. По сведениям автора, данный подход никогда ранее не использовался в отношении СТП-швов.

1.3.6. Усталостные свойства сварных соединений

Поскольку инженерные конструкции в транспортной индустрии нередко подвергаются циклическим нагрузкам, усталостные свойства сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов представляют особый интерес и являются объектом интенсивных исследований [27, 32, 81, 158–182]. Многочисленные работы в данной области (например, [27, 32, 158, 159]) убедительно продемонстрировали преимущество СТП над традиционными способами сварки. С другой стороны, усталостная прочность швов, полученных СТП, обычно все же уступает соответствующей характеристике исходного (до сварки) материала [32, 160, 161].

Общепринято считать, что усталостная трещина обычно зарождается на поверхности образца. Таким образом, усталостное поведение материала в значительной мере зависит от качества его поверхности. В этой связи, характерный рельеф, образующийся на поверхности сварных соединений в ходе СТП (рис. 1.12), считается опасным концентратором напряжений, способствующим инициации усталостного разрушения [32]. Соответственно, для повышения усталостных характеристик швов, этот рельеф рекомендуется удалять, в частности, посредством механической обработки [32, 162].

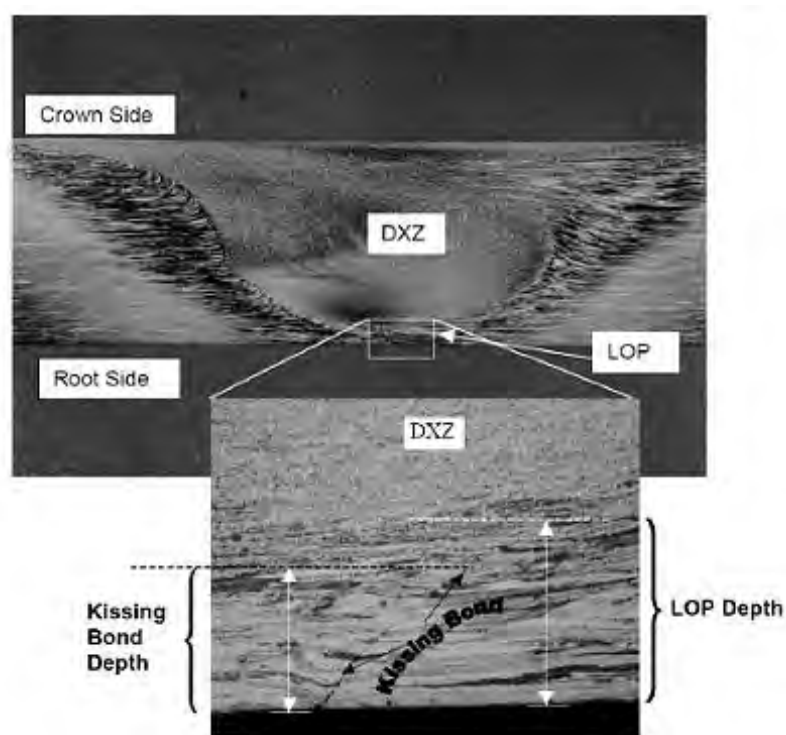


Рисунок 1.12 – (а) Характерный рельеф, образующийся на поверхности сварных швов в ходе СТП и (б) его чувствительность к параметрам сварки [183]

Согласно современным представлениям, усталостная прочность полированных швов определяется тремя факторами: (а) наличием дефектов сварки, (б) уровнем внутренних напряжения и (в) сформировавшейся микроструктурой [32]. Без учета каждого из них (а также их возможного взаимовлияния) устойчивый прогноз усталостного поведения становится труднореализуемым. Можно предположить, что именно данное обстоятельство обуславливает значительный экспериментальный разброс усталостных характеристик в научной литературе [32].

Хотя традиционно считается, что макроскопические дефекты сварки значительно сокращают усталостную долговечность изделий, недавние исследования показали, что, до определенного (критического) размера, они могут быть относительно безопасными [163]. С другой стороны, вследствие специфического характера процесса СТП, сварные соединения обычно

характеризуются наличием небольшой непроваренной области в нижней части швов (в международной литературе она известна как «kissing bond defect» [184]), как иллюстрировано на рис. 1.13. Эта характерная особенность сварных соединений также может способствовать преждевременному усталостному разрушению [164, 165]. Соответственно, она также должна приниматься во внимание при анализе усталостного поведения даже номинально «бездефектных» швов.



Example “kissing bond”

Рисунок 1.13 – Непроваренная область (так называемый «kissing bond defect»), образующийся в ходе СТП [185]

Поскольку СТП сопровождается локальным разогревом материала, то его сопутствующее термическое расширение неизбежно порождает внутренние напряжения. Характерные распределения внутренних напряжений в сварных соединениях, полученных СТП, приведены на рис. 1.14. Хотя уровень этих напряжений является гораздо ниже, чем при сварке плавлением, ими нельзя пренебрегать [32, 166–172]. В частности, считается, что *растягивающие* напряжения способствуют зарождению и распространению усталостных трещин, в то время как *сжимающие*

напряжения тормозят развитие обоих этих процессов. В этой связи, с целью повышения усталостного сопротивления, в приповерхностных слоях сварных соединений рекомендуется формировать поля сжимающих напряжений посредством либо дробеструйной, либо машинной обработки [168, 169, 171]. С другой стороны, отжиг на снятие внутренних напряжений может способствовать деградации усталостной прочности [186].

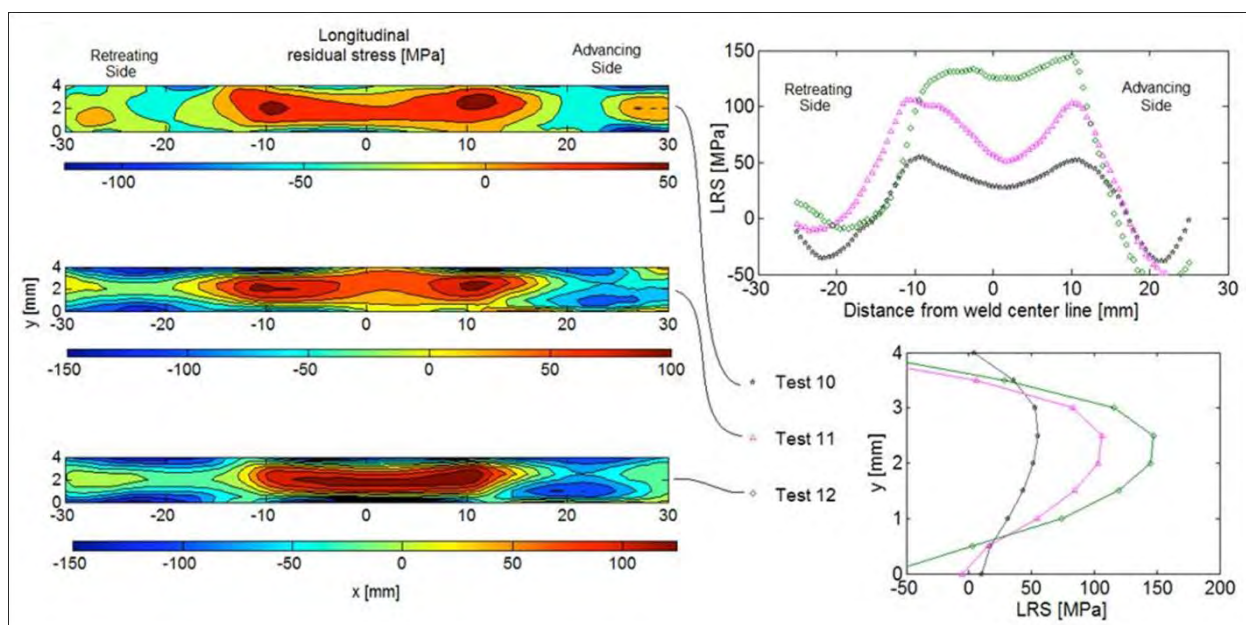


Рисунок 1.14 – Распределение внутренних напряжений в сварных соединениях, полученных СТП [187]

С точки зрения *микроструктуры*, наиболее существенным фактором, определяющим усталостное поведение сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов, считается коагуляция частиц вторичных фаз в зоне термического влияния [43, 188–191]. В частности, усталостное разрушение подобных сварных швов нередко имеет место именно в этой микроструктурной области [190, 191].

Важно подчеркнуть, что оптимизация условий процесса СТП, предложенная в разделе 1.4, может способствовать существенному сужению зоны термического влияния, а также привести к возникновению значительных внутренних напряжений. В этой связи, в рамках данной диссертационной работы была выдвинута гипотеза, что «оптимизированные»

сварные соединения термически упрочняемых алюминиевых сплавов должны характеризоваться повышенным уровнем усталостной прочности.

1.4. Цель и задачи работы

Как следует из анализа научной литературы, приведенного в разделах 1.4 – 1.6, в силу ряда объективных причин современная технология СТП не позволяет получать равнопрочные сварные соединения в термически упрочняемых алюминиевых сплавах. В этой связи, **целью** диссертационной работы являлась соответствующая оптимизация данной технологии. Для её реализации были разработаны две различные стратегии.

Во-первых, была предложена идея оптимизация самого процесса сварки. Данная идея была основана на допущении, что получение высокопрочных швов методом СТП может быть обеспечено посредством интенсификации процесса растворения частиц в зоне перемешивания при подавлении их коагуляции в зоне термического воздействия. В этом случае термический цикл СТП должен быть подобен обычной обработке на пересыщенный твердый раствор и, таким образом, восстановления прочностных характеристик швов можно будет добиться посредством обычного послесварочного старения. Для реализации подобных температурных условий в ходе СТП, было предложено использование «оптимизированного» режима, подразумевающего высокую частоту вращения сварочного инструмента и высокую скорость сварки.

Во-вторых, была предложена схема оптимизации процесса послесварочной обработки. Стандартным способом получения высокопрочного состояния в термически упрочняемых алюминиевых сплавах является термическая обработка на пересыщенный твердый раствор с последующим старением. Однако, как показано в разделе 1.5, высокотемпературный отжиг сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП, часто ведет к аномальному росту зерен. Для подавления

этого нежелательно феномена было предложено подвергнуть полученные швы небольшой пластической деформации (например, посредством холодной прокатки на небольшие степени обжатия) перед послесварочной термической обработкой. Предполагалось, что эта предварительная деформация способствует накоплению повышенной плотности дислокаций и, таким образом, последующий отжиг деформированных швов активизирует процесс статической рекристаллизации вместо аномального роста зерен.

Таким образом, для достижения цели диссертационной работы необходимо было решить две частные **задачи**:

1. Оптимизировать режим СТП с целью полного растворения частиц вторичных фаз в зоне перемешивания без их значимой коагуляции в зоне термического влияния.
2. Оптимизировать технологию послесварочной обработки с целью подавления аномального роста зерен в ходе перезакалки полученных сварных соединений.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Материал для исследований

В качестве материала исследований был использован алюминиевый сплав АД33 (AA6061 по международной классификации). Химический состав материала был измерен посредством оптико-эмиссионного анализатора Foundry Master UVR и приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав материала, использованного в работе (масс. %)

Mg	Mn	Zn	Si	Fe	Cr	Cu	Al
0,88	0,12	0,09	0,66	0,72	0,12	0,26	Ост.

АД33 - это типичный термически упрочняемый алюминиевый сплав, широко используемый в промышленности. Материал был получен методом полунепрерывного литья, подвергнут гомогенизирующему отжигу при температуре 380 °С в течение 1 часа и последующей экструзии при такой же температуре на 75% обжатия. Для получения состояния с максимальной прочностью, полученный материал был подвергнут термической обработке на пересыщенный твердый раствор (отжиг в течение часа при температуре 550 °С с последующей закалкой в воду) и искусственному старению при температуре 160 °С в течение 8 часов.

2.2 Измерение температуры сварки

С целью выявления оптимального режима СТП, было проведено исследование зависимости термического цикла процесса от параметров сварки. Схема установки термопар приведена на рис. 2.1. Расчётная толщина слоя материала пластины между пином и термопарой составляла не более 100 мкм. Такое положение позволяло измерять температуру максимально близко к зоне перемешивания без опасности разрушения термопары. Инструментальная погрешность измерений составляла не более ± 2 °С.

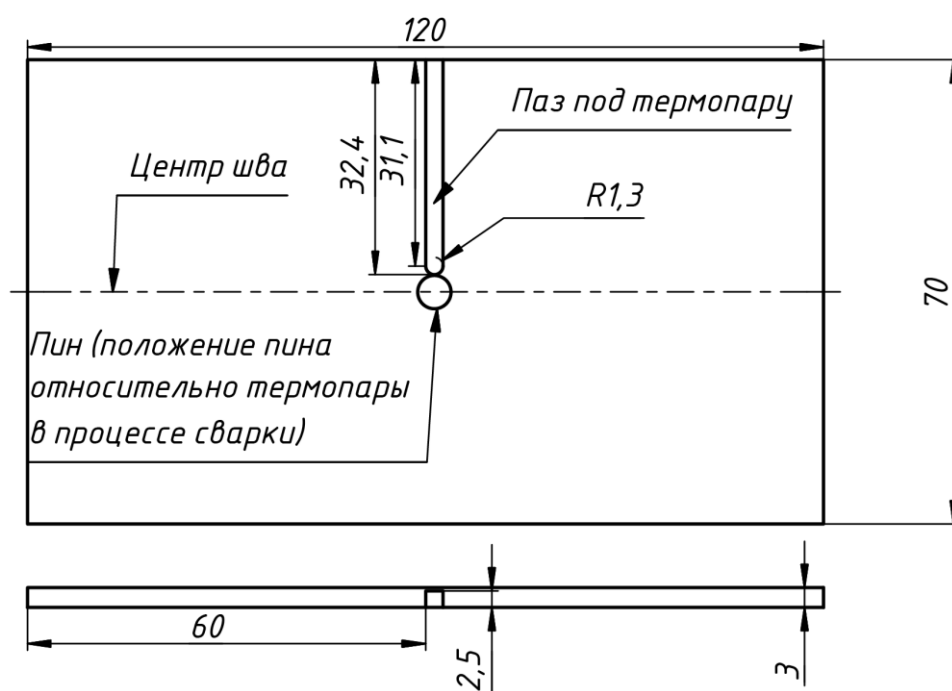


Рисунок 2.1 – Схематическое изображение положения термопары при измерении температуры в процессе сварки

2.3 Сварка трением с перемешиванием

Листы для сварки вырезались вдоль направления экструзии. Размеры листов составляли $150 \times 35 \times 3$ мм³ (длина \times ширина \times толщина). СТП осуществлялась на установке AccuStir 1004 фирмы GTC. Листы сваривались встык. Для сварки использовали инструмент с плечиками диаметром 12,5 мм и пином, высотой 1,9 мм, диаметром 5 мм и конической метрической резьбой М5. Для обеспечения провара листов на всю толщину, СТП проводили с двух сторон за 2 прохода, таким образом, чтобы точки внедрения и выхода инструмента совпадали. Угол наклона инструмента относительно нормали к поверхности свариваемых пластин составлял $2,5^\circ$. Для обеспечения высокотемпературных условий сварки (на основании результатов эксперимента по измерению температур), СТП осуществлялась на максимальной частоте вращения инструмента, допустимой на использованной сварочной машине, т.е. 1100 мин^{-1} . Для исследования влияния скорости охлаждения на микроструктуру и свойства швов,

использовалось три различных режима скоростей сварки: 125, 380 и 760 мм/мин; дальнейшее увеличение скорости сварки приводило к образованию макроскопических дефектов.

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

2.4 Послесварочная обработка сварных соединений

Для восстановления механических характеристик, сварные соединения подвергнуты послеварочной термической обработке. Последняя включала в себя либо искусственное старение (отжиг при 160 °С в течение 8 часов), либо перезакалку с последующим старением по режиму, указанному в разделе 2.1. В целях минимизации эффекта естественного старения термическая обработка осуществлялась непосредственно по завершении процесса СТП.

Необходимо подчеркнуть, что в рамках данной диссертационной работы все микроструктурные исследования и механические испытания осуществлялись только в термически обработанных состояниях.

Для подавления возможного аномального роста зерен в ходе перезакалки, некоторые сварные соединения подвергались предварительной холодной прокатке. С этой целью из швов вырезались пластины размером 20×70 мм², которые шлифовались до плоскопараллельного состояния, как показано на рис. 2.2.

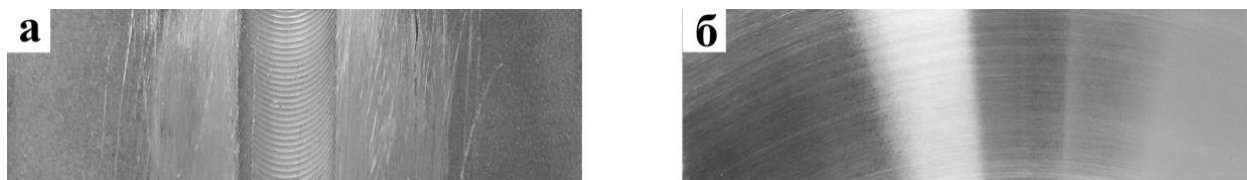


Рисунок 2.2 – Образцы сварных соединений для прокатки: исходная пластина (а), пластина после механической шлифовки (б)

Шлифованные пластины подвергались прокатке при комнатной температуре на двухвалковом стане фирмы Hankook в трёх направлениях (рис. 2.3): под углом 0° , 45° и 90° градусов между направлениями сварки (НС) и прокатки (НП) на степень обжатия 10% за один проход и 20% за два прохода. После прокатки пластины подвергались перезакалке с последующим старением по режиму, указанному в разделе 2.1.

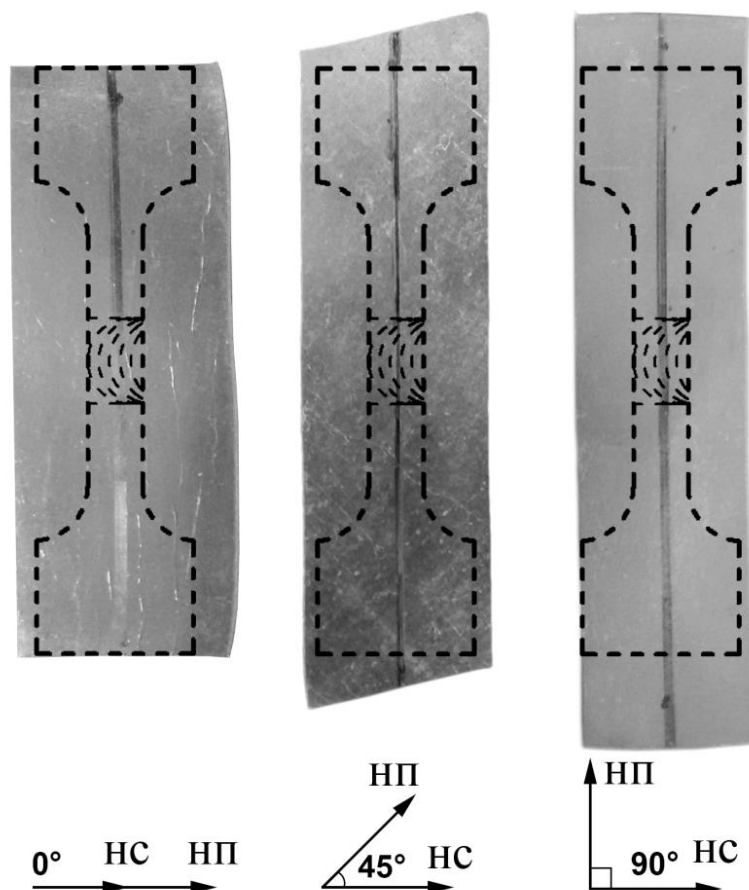


Рисунок 2.3 – Шлифованные пластины сварных соединений, прокатанные по различным режимам

2.5 Микроструктурный анализ

Микроструктурный анализ проводился методами оптической металлографии, ориентационной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Образцы для оптической металлографии и ориентационной микроскопии вырезались таким образом, чтобы исследуемая поверхность была перпендикулярна направлению сварки. Образцы шлифовались на

абразивной бумаге с постепенным уменьшением её зернистости вплоть до P4000 (5 мкм). После этого образцы подвергались либо электролитическому травлению в реактиве 25% HNO_3 + 75% CH_3OH при напряжении 3,5 В в течение 120 секунд, либо электролитической полировке в том же самом реактиве при напряжении 15,2 В в течение 10 секунд.

Металлографические наблюдения осуществлялись на оптическом микроскопе Olympus GX-71. Для проведения исследований посредством ориентационной микроскопии использовались растровые электронные микроскопы FEI Quanta 200 3D и FEI Quanta 600, оснащенные системами анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для получения и анализа EBSD данных использовалось программное обеспечение TSL OIM. Во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. В зависимости от дисперсности исследуемой микроструктуры, шаг сканирования варьировался от 0,2 мкм до 5 мкм. В целях минимизации ошибки каждая электронограмма индицировалась по 7 Кикучи-линиям. Средняя величина коэффициента, характеризующего корректность автоматического индицирования Кикучи-картин (так называемый «confidence index», CI [192]), превышала 0,1; считается, что в этом случае величина корректно индицированных электронограмм должна превышать 95% [192]. С целью избавления от сомнительных результатов, EBSD данные подвергались автоматической корректировке, в ходе которой зёрна с размером менее 3 точек (расстояние между точками равно шагу сканирования) удалялись с EBSD карт, как не внушающие доверия. Из всех кристаллографически эквивалентных описаний разориентировки использовалось описание с минимальным углом. Вследствие погрешности EBSD метода, все малоугловые границы с разориентацией менее 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия мало- и большеугловых границ (МУГ и БУГ, соответственно) использовалась разориентировка 15° . Для определения размеров зерен

использовался метод реконструкции [193], в соответствии с которым под размером зерен понимался диаметр круга, имеющего площадь, эквивалентную площади зерна.

Образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) подвергались механическому утонению до толщин ~ 100 мкм с последующей электролитической полировкой в растворе 25% HNO_3 + 75% CH_3OH при температуре -32°C на установке Struers TenuPol-5. Микроструктурный анализ осуществлялся на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для изучения частиц вторичных фаз фольги ориентировали таким образом, чтобы ось зоны $\langle 100 \rangle$ была параллельна пучку электронов.

2.6 Измерение внутренних напряжений

Измерение внутренних напряжений проводилось методом $\sin^2\psi$ [194] с использованием рентгеновского дифрактометра PROTO-LXRD². Образцы готовились посредством электрополировки по режиму, описанному в разделе 2.4. Для генерации излучения с длиной волны 1,79026 ангстрем применялось ускоряющее напряжение 25 кВ и кобальтовый монохроматор. Внутренние напряжения вычислялись по уширению пика $\{311\}$ на Брэгговском угле $148,9^\circ$. С целью исследования пространственного распределения внутренних напряжений, последние систематически измерялись с шагом 1 мм на всей площади поперечного сечения шва с последующим построением соответствующих карт.

2.7 Механические испытания

Для изучения механического поведения сварных соединений были проведены измерения микротвердости, а также механические испытания на одноосное растяжение и на усталость.

²Измерение внутренних напряжений проводилось в университете Стратклайда (Великобритания).

Измерение профиля микротвёрдости по Виккерсу осуществлялось согласно ГОСТ 9450-76 с использованием цифрового твердомера Wolpert 420MD при нагрузке 0,2 кг и времени выдержки 10 с. Профиль микротвёрдости измерялся на середине толщины поперечного сечения шва через все микроструктурные зоны, сформировавшиеся в ходе СТП, с шагом 250 мкм.

Испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 5882, с использованием автоматического экстензометра MFX 500. Начальная скорость деформации составляла 10^{-3} с^{-1} . Образцы для испытания вырезались перпендикулярно направлению сварки таким образом, чтобы их рабочая часть включала в себя все микроструктурные зоны, образовавшиеся в ходе СТП. Форма и размеры образцов соответствовали стандарту ASTM E8/E8M – 08 (рисунок 2.4).

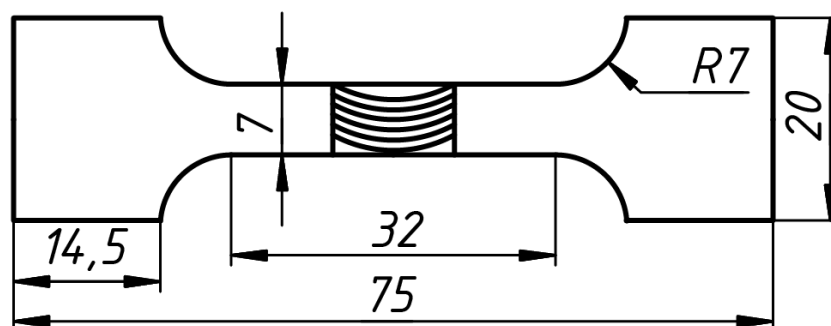


Рисунок 2.4 – Чертёж образца для испытаний на одноосное растяжение с схематичным изображением положения шва

Вырезка осуществлялась на электроэрозионном станке Sodick AQ300L. Для устранения концентраторов напряжений все образцы подвергались механической полировке. Для каждого состояния было испытано не менее 2 образцов, по результатам испытаний которых вычислялось среднее значение. В ходе испытаний велась запись диаграммы растяжения с помощью программы Bluehill™. Инструментальная погрешность измерений не превышала $\pm 3 \text{ МПа}$.

Испытания на усталость осуществлялись при комнатной температуре на серво-гидравлической испытательной машине Instron 8801. Приложенное усилие изменялось по синусоидальному закону с частотой 50 Гц. Коэффициент асимметрии цикла составлял 0,1. Инструментальная погрешность измерений не превышала ± 2 МПа. Схема вырезки и размеры образцов для испытаний приведены на рис. 2.5. Для сравнительных целей, соответствующие образцы были также подготовлены из исходного материала.

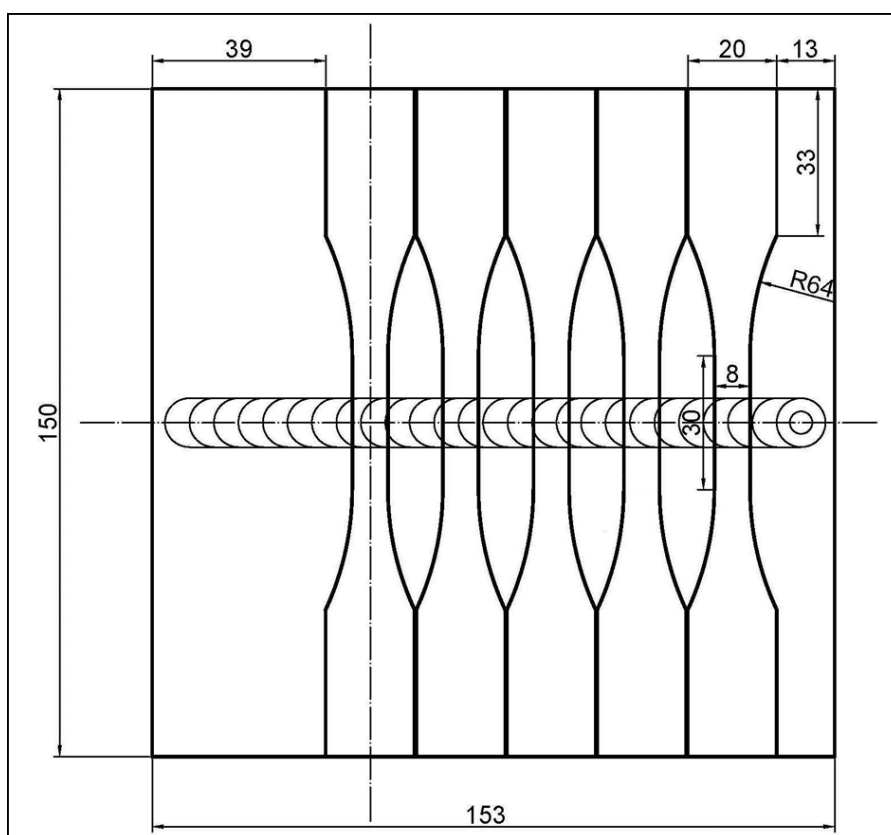


Рисунок 2.5 – Схема вырезки и размеры образцов для испытаний на усталость

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

Количество испытанных образцов приведено в таблице 2.2.

Статистический анализ экспериментальных результатов осуществлялся в соответствии с ASTM E 739-91. Для исследования поверхности разрушения использовался растровый электронный микроскоп Quanta 600. Остальные подробности эксперимента описаны в работе [195].

Таблица 2.2 – Статистика усталостных испытаний

Амплитуда изменения напряжений, МПа	Максимальное напряжение цикла, МПа	Количество испытанных образцов	
		Исходный материал	Сварной шов
67,5	150	2	5
72	160	3	3
76,5	170	2	4
81	180	3	2
85,5	190	3	3
90	200	-	3
94,5	210	-	3
99	220	3	3
108	240	3	3

Примечание: амплитуда изменения напряжений σ_a определялась как $\sigma_a = 0.5 \times (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$, где σ_{\max} и σ_{\min} соответствуют максимальному и минимальному напряжениям цикла.

ГЛАВА 3. ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМА СТП

Как было предположено в разделе 1.4, получение высокопрочных СТП-соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов может быть обеспечено сочетанием высокой температуры и высокой скорости охлаждения. Использование подобного режима должно способствовать интенсификации процесса растворения частиц вторичных фаз в зоне перемешивания, но при этом подавит их коагуляцию в зоне термического влияния. В этом случае термический цикл СТП будет подобен обычной обработке на твердый раствор и, таким образом, восстановления прочностных характеристик швов можно будет добиться посредством обычного послесварочного старения.

Данная глава диссертационной работы посвящена экспериментальной проверке этой гипотезы. С этой целью был выявлен оптимальный режим сварки и проведено тщательное исследование микроструктурных изменений, протекающих в ходе «оптимизированного» СТП, а также механических свойств полученных сварных соединений.

3.1. Характеризация исходного материала

Типичная микроструктура исходного состояния приведена на рис. 3.1 – 3.2 и таблице 3.1. Исходный материал характеризовался преобладанием относительно крупных зерен, вытянутых вдоль оси экструзии (рис. 3.1, таблица 3.1) и содержащих развитую субструктуру. В исходном состоянии, материалу также была свойственна острая аксиальная текстура типа $\{hkl\}\langle 111 \rangle$ (рис. 3.1).

Таблица 3.1 – Характеристики зёрненной структуры исходного материала

Сечение слитка	Средний размер зерен, мкм	Доля БУГ, %
Поперечное	29	42
Продольное	35	46

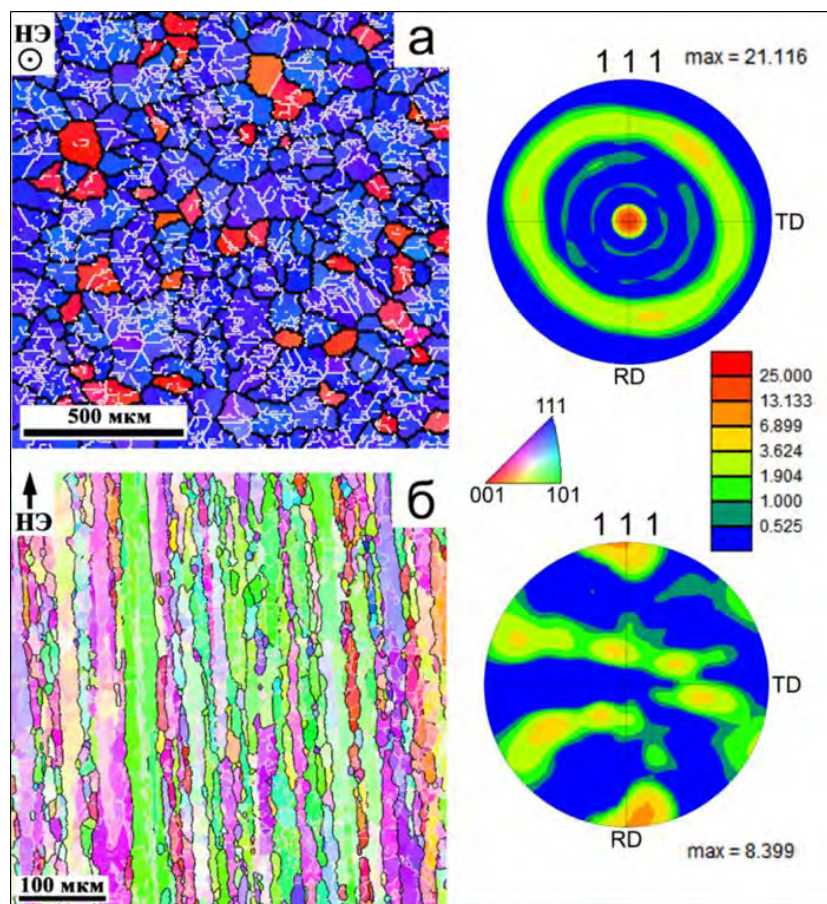


Рисунок 3.1 – EBSD карты и прямые полюсные фигуры, иллюстрирующие микроструктуру исходного состояния в поперечном (а) и продольном (б) сечениях экструдированного прутка. На EBSD картах зерна окрашены в соответствии с их кристаллографической ориентировкой, а МУГ и БУГ показаны белыми и четными линиями. НЭ – направление экструзии

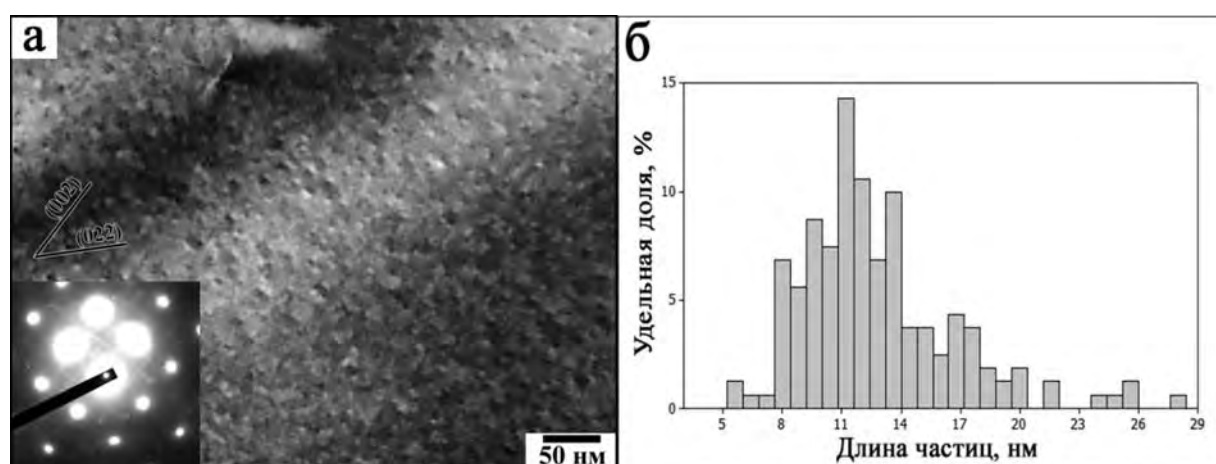


Рисунок 3.2 – (а) Фотография ПЭМ, иллюстрирующая дисперсные частицы β'' фазы в исходном материале. На вставке в нижнем левом углу показана картина дифракции; (б) Гистограмма распределения частиц упрочняющей фазы по размерам

Ключевой особенностью исходного материала являлась высокая плотность дисперсных частиц вторичных фаз (Рис. 3.2). Исходя из характерного «кофейного» контраста (свидетельствовавшего о когерентности сопряжения матрицей), специфической иглообразной морфологии, а также залегании вдоль оси $\langle 100 \rangle$, данные частицы представляли собой упрочняющую β'' фазу.

Таблица 3.2 – Механические свойства исходного материала

Направление растяжения	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Удлинение до разрушения, %
Вдоль оси экструзии	375	410	13
Поперек оси экструзии	290	350	11

Выделение данной фазы обеспечило высокие прочностные характеристики исходного состояния, как показано в Таблице 3.2. Наряду с этим следует отметить выраженную анизотропию свойств, связанных, по всей видимости, с острой аксиальной текстурой материала.

3.2. Термический цикл СТП

Для выявления оптимального режима сварки, были проведено систематическое исследование влияния параметров СТП на результирующий термический цикл.

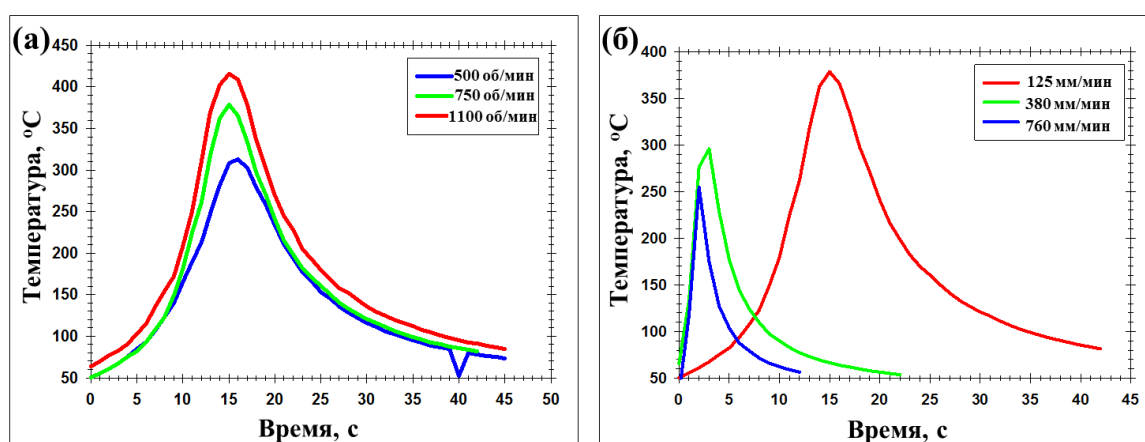


Рисунок 3.3 – Влияние частоты вращения инструмента (а) и скорости сварки (б) на температуру СТП. Примечание: на рис. (а) приведены данные, полученные при постоянной скорости сварки 125 мм/мин, а на рис. (б) – при постоянной частоте вращения 750 об/мин.

Как и ожидалось, было установлено, что повышение частоты вращения инструмента сопровождалось ростом температуры (рис. 3.3а). Таким образом, для обеспечения наивысшей температуры процесса (и, соответственно, гарантированного растворения частиц вторичных фаз в зоне перемешивания) было решено использовать максимальную частоту вращения, допустимую на СТП машине, использованной в данной работе, т.е. 1100 об/мин.

С другой стороны, было также установлено, что длительность термического цикла СТП сокращалась с ростом скорости сварки (рис. 3.3б). Исходя из этого было предположено, что данный эффект будет способствовать подавлению процесса коагуляции упрочняющих частиц в зоне термического влияния. Для проверки этой гипотезы было проведено систематическое исследование влияния скорости сварки на микроструктуру и свойства сварных соединений, и полученные результаты представлены в последующих разделах. Важно подчеркнуть, что во всех случаях использовалась максимально допустимая частота вращения инструмента, т.е. 1100 об/мин.

3.3. Макроструктура сварных соединений

Макроструктуры поперечных сечений сварных соединений, полученных при различной скорости сварки, приведены на рис. 3.4. Как следует из рисунка, сформировавшиеся макроструктуры были в значительной мере подобны друг другу. В частности, во всех случаях в центральной части швов выявлялась четкая зона перемешивания, в которой, в свою очередь, были ясно видны следы двух последовательных СТП проходов, осуществленных для провара листов на всю толщину. Следует отметить, что все полученные сварные соединения не содержали макроскопических дефектов.

Для предварительной оценки микроструктурных изменений, имевших место в ходе СТП, были измерены профили микротвердости. Полученные результаты приведены на рис. 3.5. Для наглядности, на графиках указаны характерные размеры сварочного инструмента, т.е. диаметры плечиков и пина. В первом приближении диаметр плечиков соответствует протяженности зоны термического влияния, в то время как диаметр пина – ширине зоны перемешивания.

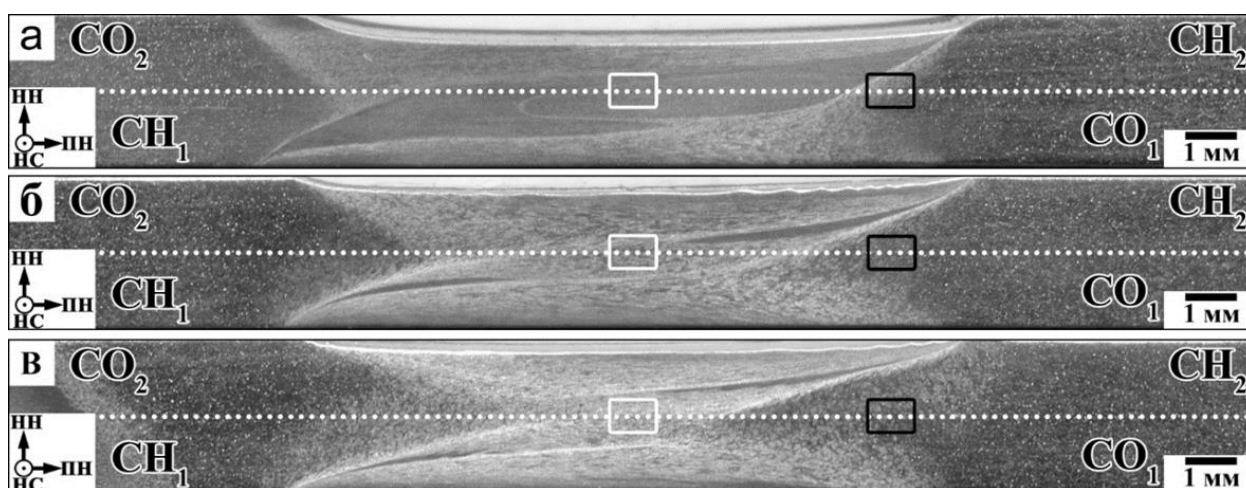


Рисунок 3.4 – Макроструктура поперечного сечения СТП-швов, полученных при скорости сварки 125 мм/мин (а), 380 мм/мин (б) и 760 мм/мин (в). CO₁ (CO₂) и CH₁ (CH₂) представляют собой, соответственно, сторону отвода и сторону набегающего первого (второго) проходов сварки. Белой пунктирной линией показано место измерения профилей микротвёрдости, приведенных на Рис. 3.5. Белым и чёрными квадратами показаны микроструктурные области, исследованные посредством EBSD и ПЭМ соответственно

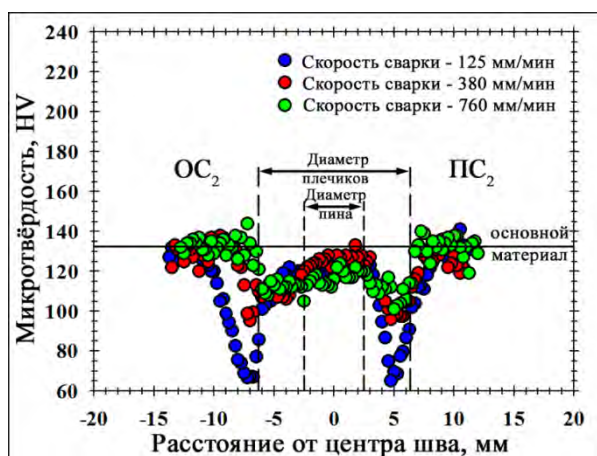


Рисунок 3.5 – Влияние скорости сварки и послесварочного старения на профиль микротвердости, измеренный в поперечном сечении шва. Горизонтальная черная линия соответствует микротвердости исходного материала

Из рис. 3.5 очевидно, что СТП способствовала значительному разупрочнению материала. Важно отметить, что данный эффект существенно зависел от скорости сварки. В частности, он был наиболее ярко выражен в материале, полученном при минимальной скорости СТП. В полном соответствии с научной литературой [43, 61, 196, 197], область минимальной твердости находилась рядом с краем плечиков. С другой стороны, увеличение скорости сварки вело к постепенному уменьшению эффекта разупрочнения и сопутствующему выравниванию профиля микротвердости. Данный результат представлял собой косвенное подтверждение выдвинутой гипотезы и поэтому являлся очень обнадеживающим.

Как и ожидалось, послеварочная термическая обработка на старение привела к существенному восстановлению прочности материала в зоне перемешивания (рис. 3.5), что также прекрасно согласуется с результатами, опубликованными в научной литературе, например [188]. Интересно отметить, что восстановление прочности было неполным, и уровень твердости в зоне перемешивания был несколько ниже, чем в исходном материале - несмотря на абсолютно одинаковый режим старения, использованный в обоих случаях. Причина этого феномена не ясна.

3.4. Зона термического влияния

Результаты измерений микротвердости, рассмотренные в предыдущем разделе, выявили две микроструктурные области, представляющие наибольший интерес для проведения дальнейших исследований, т.е. (а) зону термического влияния и (б) зону перемешивания. Микроструктуры, сформировавшиеся в этих областях шва, были изучены посредством ПЭМ и EBSD, а полученные результаты - представлены в этом и последующим разделах.

Типичные микроструктуры, образовавшиеся в зонах термического влияния различных швов, иллюстрированы на рис. 3.6 и рис. 3.7. Как и

ожидалось, сварные соединения, полученные при относительно низкой скорости сварки, характеризовались наличием относительно крупных частиц стержнеобразной формы (рис. 3.6а-б и 3.7а).

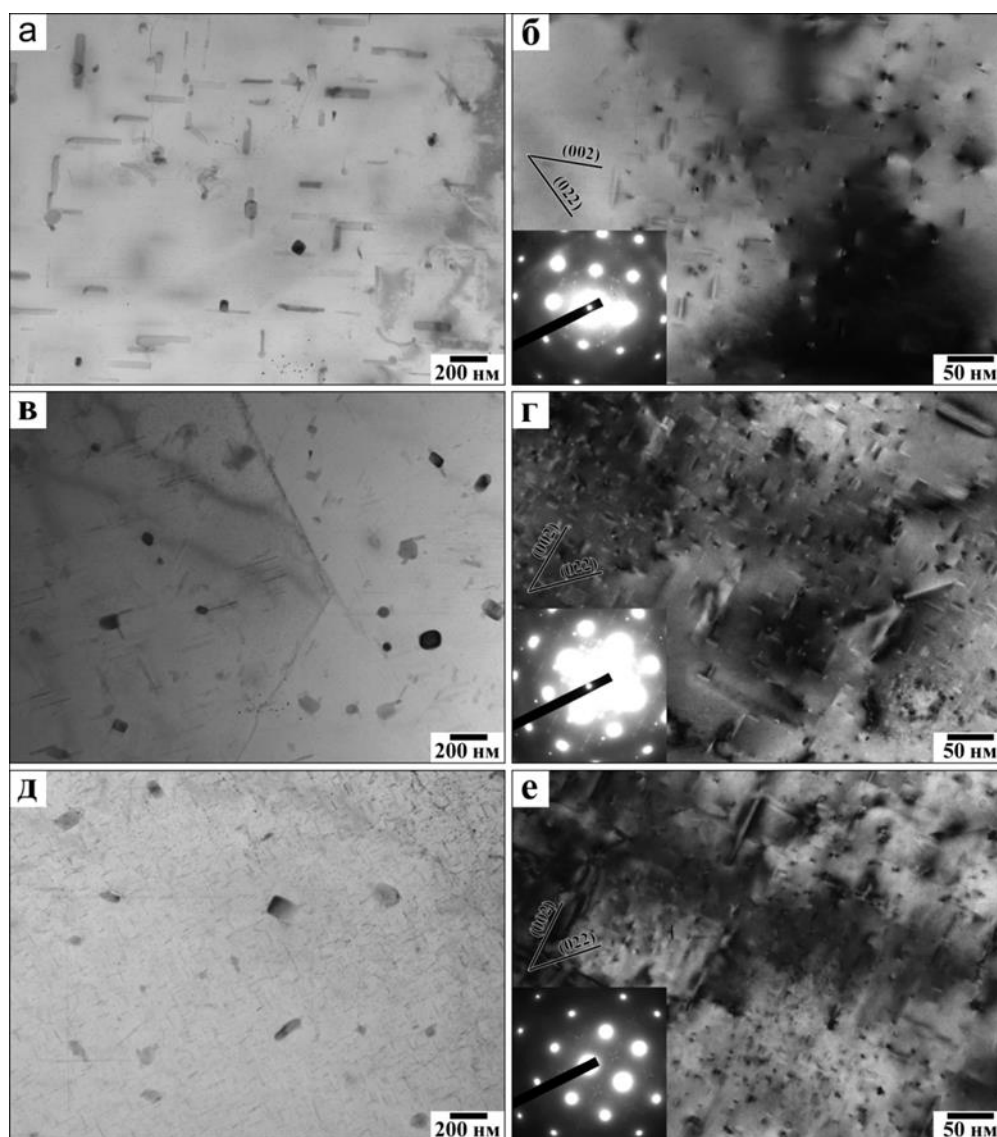


Рисунок 3.6 – Фотографии ПЭМ иллюстрирующие частицы вторичных фаз в зоне термического влияния швов, полученных при скорости сварки 125 мм/мин. (а, б), 380 мм/мин. (в, г) и 760 мм/мин. (д, е). Примечание: в левых нижних углах рис. (б, г, е) приведены картины дифракции

Учитывая специфическую морфологию частиц, их размер, а также выравнивание вдоль оси $\langle 100 \rangle$ алюминиевой матрицы, эти дисперсоиды были трактованы как выделения β' фазы. Как отмечалось в разделе 1.1, образование данной фазы обычно связывается с ростом частиц β'' . В исследуемом случае, эта концепция хорошо согласуется с сокращением удельной доли частиц исходной β'' фазы и ростом более крупных частиц β'

фазы (сравнение рис. 3.2б и 3.7а-б). Таким образом, в полном соответствии с научной литературой, микроструктурные изменения, выявленные в зоне термического влияния, можно интерпретированы как следствие процесса коагуляции частиц исходной фазы.

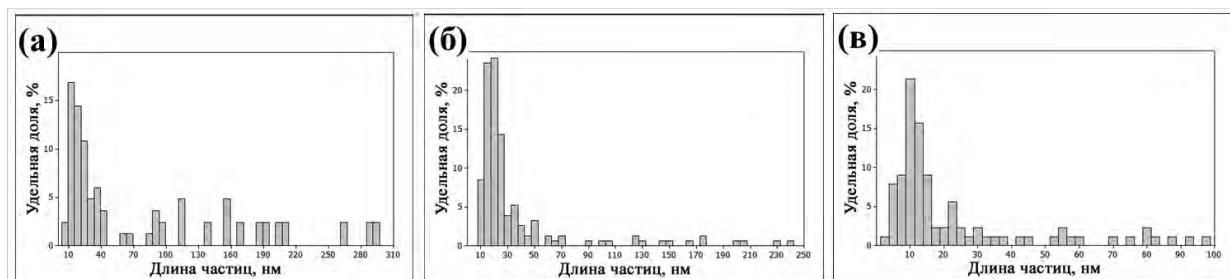


Рисунок 3.7 – Гистограммы распределения частиц по размерам в зоне термического влияния швов, полученных при скорости сварки 125 мм/мин (а) , 380 мм/мин. (б) и 760 мм/мин. (в)

В этой связи важно отметить, что увеличение скорости сварки вело к постепенному уменьшению фракции крупных выделений β' , но, с другой стороны, способствовало сохранению исходных частиц β'' фазы (рис. 3.6 и рис. 3.7). Это прекрасно коррелирует с ростом микротвердости, выявленным в зоне термического влияния этих сварных соединений (рис. 3.5), и свидетельствует о подавлении эффекта коагуляции частиц.

3.5. Зона перемешивания

Карты EBSD, иллюстрирующие зёрненные структуры, сформировавшиеся в центральной части зоны перемешивания сварных соединений, приведены на рис. 3.8. Ключевые параметры микроструктуры приведены в таблице 3.3.

Как и ожидалось, СТП способствовала значительному измельчению микроструктуры (сравнение рис. 3.1 и 3.8). Во всех исследованных случаях, образовавшиеся микроструктуры характеризовались преобладанием относительно мелких равноосных зерен и сравнительно высоким содержанием БУГ (рис. 3.8, таблица 3.3). Подобные микроструктуры являются типичными для сварных соединений алюминиевых сплавов,

полученных СТП, а их формирование обычно связывается с протеканием в свариваемом материале непрерывной рекристаллизации [59, 63, 198].

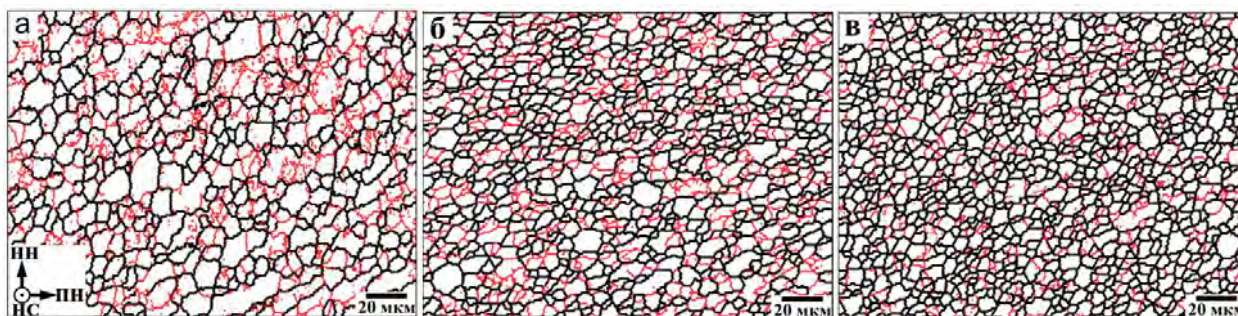


Рисунок 3.8 – EBSD карты, иллюстрирующие микроструктуры, сформировавшиеся в центральной части зоны перемешивания сварных соединений, полученных при скорости сварки 125 мм/мин. (а), 380 мм/мин. (б) и 760 мм/мин. (в). Примечание: на всех EBSD картах МУГ и БУГ обозначены красными и черными линиями, соответственно

Важно отметить, что увеличение скорости сварки способствовало усилению эффекта измельчения микроструктуры (рис. 3.8, таблица 3.3). Данный результат согласуется с повышением скорости охлаждения и, как следствие, сокращением длительности термического цикла СТП; считается, что это должно подавить метадинамический рост зерен, который обычно имеет место в ходе охлаждения швов до комнатной температуры [63].

Таблица 3.3 – Ключевые параметры зёренных структур, сформировавшихся в зоне перемешивания

Скорость сварки, мм/мин.	Средний размер зерна, мкм	Доля БУГ, %
125	11	62
380	8	70
760	6	82

Типичные фотографии ПЭМ, полученные в центральной части зоны перемешивания, приведены на рис. 3.9. Как следует из них, послесварочная термическая обработка на старение привела к выделению дисперсных частиц. По своей морфологии, размерам и характерному «кофейному» контрасту, эти выделения являлись в значительной мере сходными с частицами в исходном материале (сравнение рис. 3.2 и 3.9).

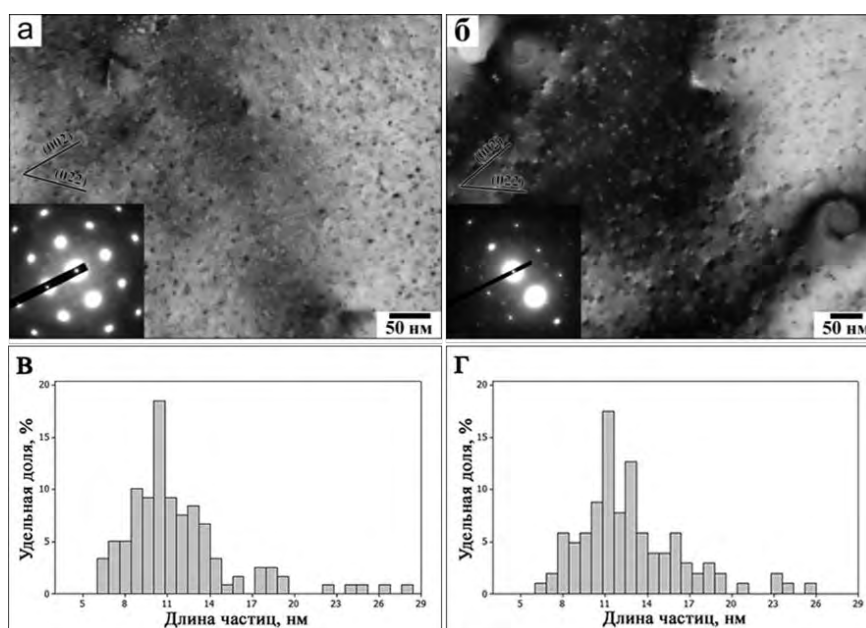


Рисунок 3.9 – Фотографии ПЭМ частиц вторичных фаз в зоне перемешивания, выявленных в сварных соединениях, полученных при скорости сварки 125 мм/мин. (а) и 760 мм/мин. (б) и последующей термической обработке на старение; Гистограммы распределения частиц по размерам для скорости сварки 125 мм/мин (в) и 760 мм/мин (г). Примечание: на вставках в левом нижнем углу фотографий (а) и (б) показаны картины дифракции

Таким образом, можно полагать, что выделившиеся в зоне перемешивания частицы вторых фаз представляли собой когерентную β'' фазу.

3.6. Механические свойства сварных соединений

Влияние скорости сварки на механическое поведение швов в ходе испытаний на одноосное растяжение приведено на рис. 3.10. С целью сравнения, на рисунке также приведена типичная диаграмма растяжения исходного материала. Ключевые механические характеристики суммированы в таблице 3.4. Внешний вид разрушенных образцов показан на рис. 3.11; для наглядности, на данном рисунке указан диаметр плечиков сварочного инструмента (который, фактически, очерчивает зону термического влияния).

Как и ожидалось, испытания на растяжение также выявили снижение прочностных характеристик сварных соединений по сравнению с исходным материалом (рис. 3.10). При этом повышение скорости сварки способствовало уменьшению разупрочняющего эффекта (рис. 3.10). В

частности, коэффициент прочности сварного соединения, полученного при скорости сварки 760 мм/мин., составил 90% (таблица 3.4). Все эти результаты прекрасно коррелировали с измерениями микротвердости (рис. 3.5).

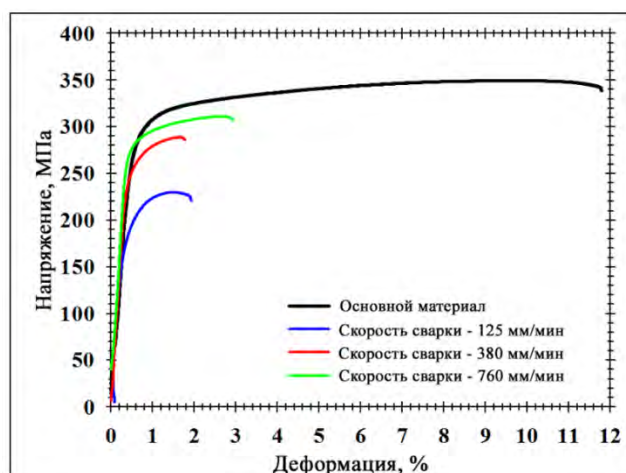


Рисунок 3.10 – Диаграммы растяжения основного материала и сварных соединений, полученных при различных скоростях сварки. Примечание: все сварные соединения были подвергнуты послесварочной термической обработке на старение



Рисунок 3.11 – Внешний вид образцов, вырезанных из сваренных пластин и разрушенных в ходе испытаний на растяжение

Таблица 3.4 – Механические свойства сварных соединений

Скорость сварки, мм/мин	Временное сопротивление, МПа	Удлинение до разрушения, %	Коэффициент прочности, %	Место разрушения
125	230	1,6	66	Зона термического влияния
380	290	1,4	83	
760	315	3,3	90	

Характерной особенностью механического поведения швов являлась относительно низкая пластичность (рис. 3.10, таблица 3.4). Как следует из рис. 3.11, данный феномен был связан с ярко выраженной локализацией пластического течения в зоне термического влияния в ходе испытаний на растяжение. Этот эффект описан в научной литературе [190, 191] и, скорее всего, был связан с локальным разупрочнением материала в этой микроструктурой области (рис. 3.5). Интересно отметить, что повышение скорости сварки способствовало некоторому улучшению пластичности сварных соединений (таблица 3.4).

Таким образом, особенности механического поведения швов могут быть легко объяснены исходя из эффекта коагуляции частиц в зоне термического влияния, а также постепенного подавления этого процесса при увеличении скорости сварки.

3.7. Выводы по главе

Данная глава диссертационной работы была посвящена экспериментальной проверке предложенного метода оптимизации режима СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов. На основе полученных результатов были сделаны следующие выводы.

(1) Увеличение скорости сварки в ходе СТП способствует подавлению процесса коагуляции частиц вторичных фаз в зоне термического влияния. Это улучшает макроскопическую однородность выделения упрочняющих дисперсоидов в процессе послесварочного старения и, таким образом, позволяет в значительной мере восстановить прочностные характеристики СТП-швов. В частности, сварные соединения, полученные при частоте вращения сварочного инструмента 1100 мин^{-1} и скорости сварки 760 мм/мин. характеризовались коэффициентом прочности 90%.

(2) Несмотря на существенный прогресс в восстановлении прочностных характеристик сварных соединений, их пластичность осталась относительно низкой. Данный эффект был обусловлен преимущественной локализацией пластического течения в зоне термического влияния швов, вследствие локального разупрочнения в этой микроструктурной области в ходе СТП.

ГЛАВА 4. ОПТИМИЗАЦИЯ ПОСЛЕВАРОЧНОЙ ОБРАБОТКИ

Как отмечалось в разделе 1.5, альтернативным способом достижения высокого уровня механических характеристик сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавах является их перезакалка с последующим старением. Данный подход обеспечивает относительно однородное выделение упрочняющих частиц вторичных фаз в различных микроструктурных зонах сварного шва, тем самым восстанавливая его прочностные характеристики. Однако первые эксперименты в этой области обнаружили аномальный рост зерен в ходе высокотемпературного отжига СТП-швов, который способствовал существенной деградации их служебных свойств [103, 117–153]. В рамках данной диссертационной работы был предложен метод подавления этого нежелательного феномена посредством использования небольших пластических деформаций. Было предположено, что предварительная деформация будет способствовать накоплению повышенной плотности дислокаций в материале шва и, таким образом, его последующий отжиг активизирует процесс рекристаллизации вместо аномального роста зерен.

Данная глава диссертационной работы посвящена экспериментальной проверке этой гипотезы. С этой целью было изучено влияние различных вариантов послесварочных обработок на микроструктуру и свойства швов, полученных СТП. Во всех случаях термическая обработка включала в себя отжиг в течение часа при температуре 550 °С с последующей закалкой в воду и дальнейшее старение при температуре 160 °С в течение 8 часов. Следует подчеркнуть, что все эксперименты осуществлялись на «оптимизированных» сварных соединениях, т.е. полученных при частоте вращения сварочного инструмента 1100 мин.⁻¹ и скорости сварки 760 мм/мин. Остальные подробности эксперимента описаны в главе 2 и работах [144, 199].

4.1. Аномальный рост зерен в ходе перезакалки швов

Как следует из EBSD карты на рис. 4.1а, микроструктура, образовавшаяся в зоне перемешивания шва после перезакалки, характеризовалась преобладанием достаточно крупных зерен неправильной формы. Важно отметить, что в материале также сохранилась небольшая фракция исходной мелкозернистой структуры (пример указан стрелкой). Ярko выраженная бимодальность сформировавшейся микроструктуры, а также её исключительно грубозернистый характер позволили сделать вывод об аномальном механизме роста зерен.

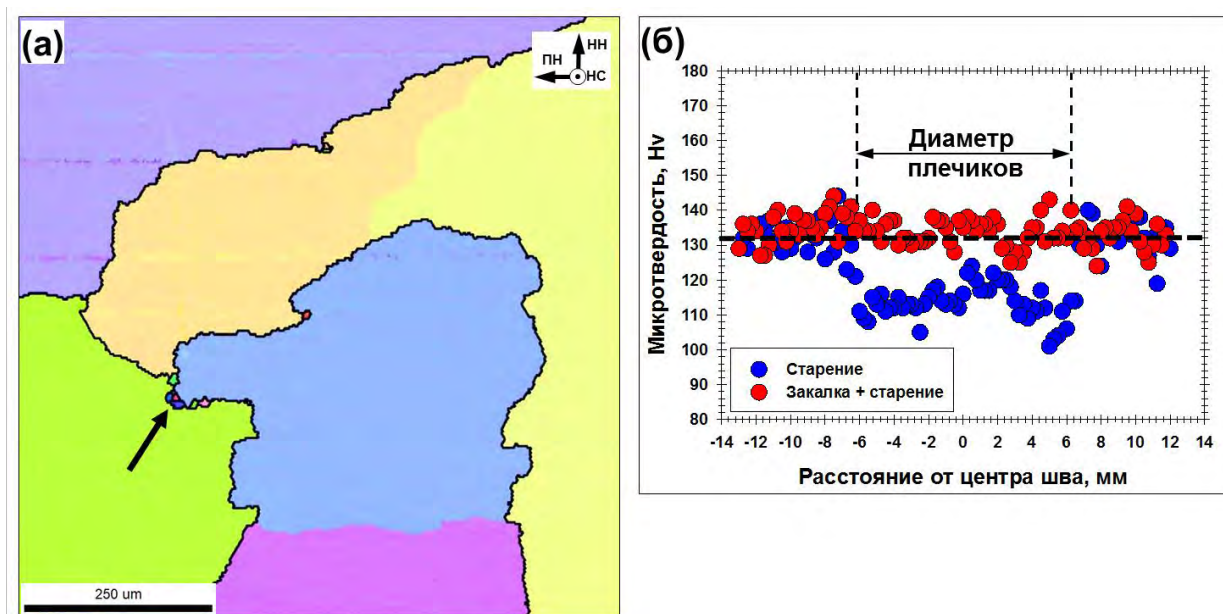


Рисунок 4.1 – Влияние послеварочной перезакалки и последующего старения на микроструктуру зоны перемешивания (а) и распределение микротвердости. На рис. (а) стрелкой показаны сохранившиеся остатки мелкозернистой структуры. Примечание: пунктирная линия на рис. (б) иллюстрирует микротвердость исходного материала

Для более детального изучения этого процесса был проведен «in-situ» эксперимент, в ходе которого исследовалась эволюция микроструктуры выбранного участка шва в процессе выдержки при температуре 540 °С, как показано на рис. 4.2. Как следует из полученных результатов, аномально крупные зерна сформировались уже после 1-минутной выдержки при температуре 540 °С. Любопытно отметить, что процесс аномального роста зерен развивался наиболее интенсивно в приповерхностных областях шва, в полном соответствии с научной литературой [117, 122, 125–128]. Процесс

протекал очень быстро, и уже после 5-минутного отжига доля аномальных зерен достигла 92% от исследованной площади образца. После этого, однако, процесс роста зерен резко замедлился, и, таким образом, небольшие «островки» мелкозернистой микроструктуры сохранились на фоне аномально крупных зерен.

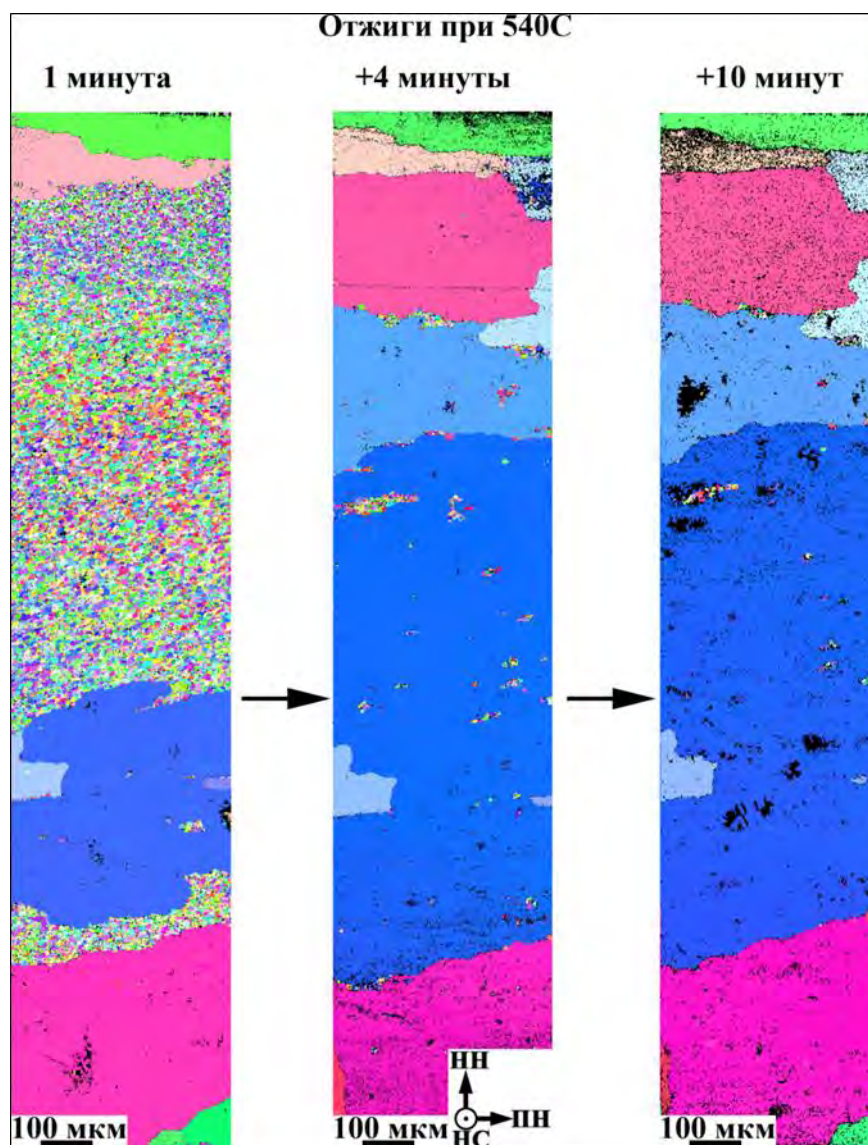


Рисунок 4.2 – Карты EBSD иллюстрирующие аномальный рост зерен в зоне перемешивания в ходе высокотемпературного отжига сварного шва.

Несмотря на аномальный рост зерен, имевший место в ходе перезакалки, последующее старение привело к полному восстановлению прочности материала шва (рис. 4.16). Этот результат был, очевидно, связан с однородным выделением частиц упрочняющей фазы β'' . Как следствие,

коэффициент прочности термически-обработанного сварного соединения фактически достиг 100% (рис. 4.3а).

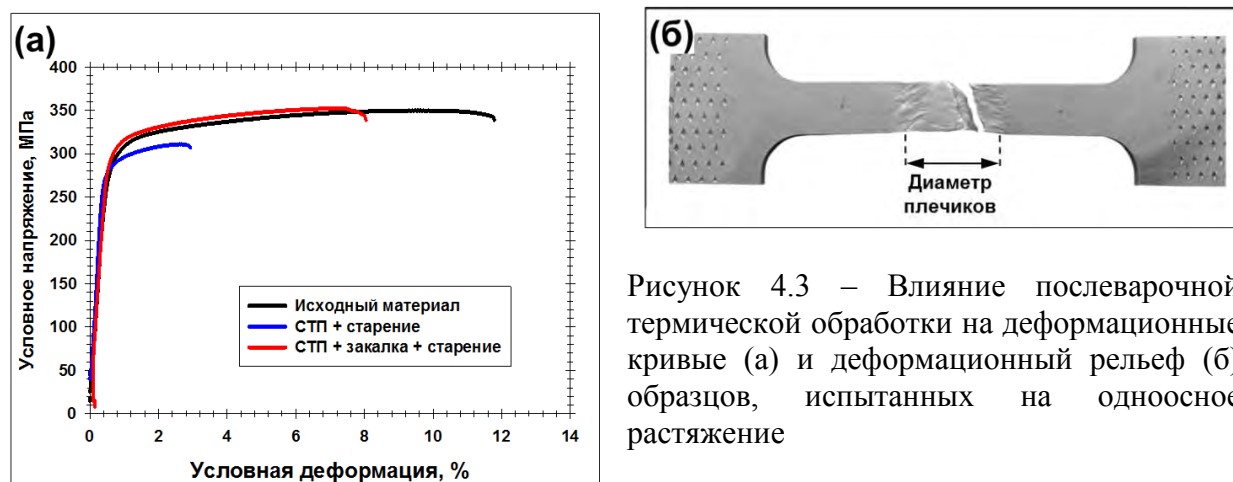


Рисунок 4.3 – Влияние послесварочной термической обработки на деформационные кривые (а) и деформационный рельеф (б) образцов, испытанных на одноосное растяжение

Пластичность сварного шва также значительно улучшилась по сравнению со состаренным состоянием, но все же была ниже, чем в исходном материале (рис. 4.3а). Как следует из рис. 4.3б, неполное восстановление пластичности было связано с локализацией пластического течения в зоне перемешивания. В свою очередь, последний эффект был очевидно обусловлен аномально грубозернистой микроструктурой, сформировавшейся в этой области.

4.2. Подавление аномального роста зерен предварительной деформацией

Для подавления аномального роста зерен сварные соединения перед проведением послесварочной термической обработки были подвергнуты различным режимам холодной прокатки. Результаты исследования сформировавшейся микроструктуры приведены на рис. 4.4 и 4.5, а также в таблице 4.1.

Из сопоставления рис. 4.1а с рис. 4.4 очевидно, что использование предварительной деформации способствовало существенному измельчению зёрненной структуры, т.е. аномальный рост зерен был, фактически, подавлен. Как и ожидалось, этот эффект становился более ярко выраженным с ростом степени деформации (сравнение рис. 4.4а-в и г-е).

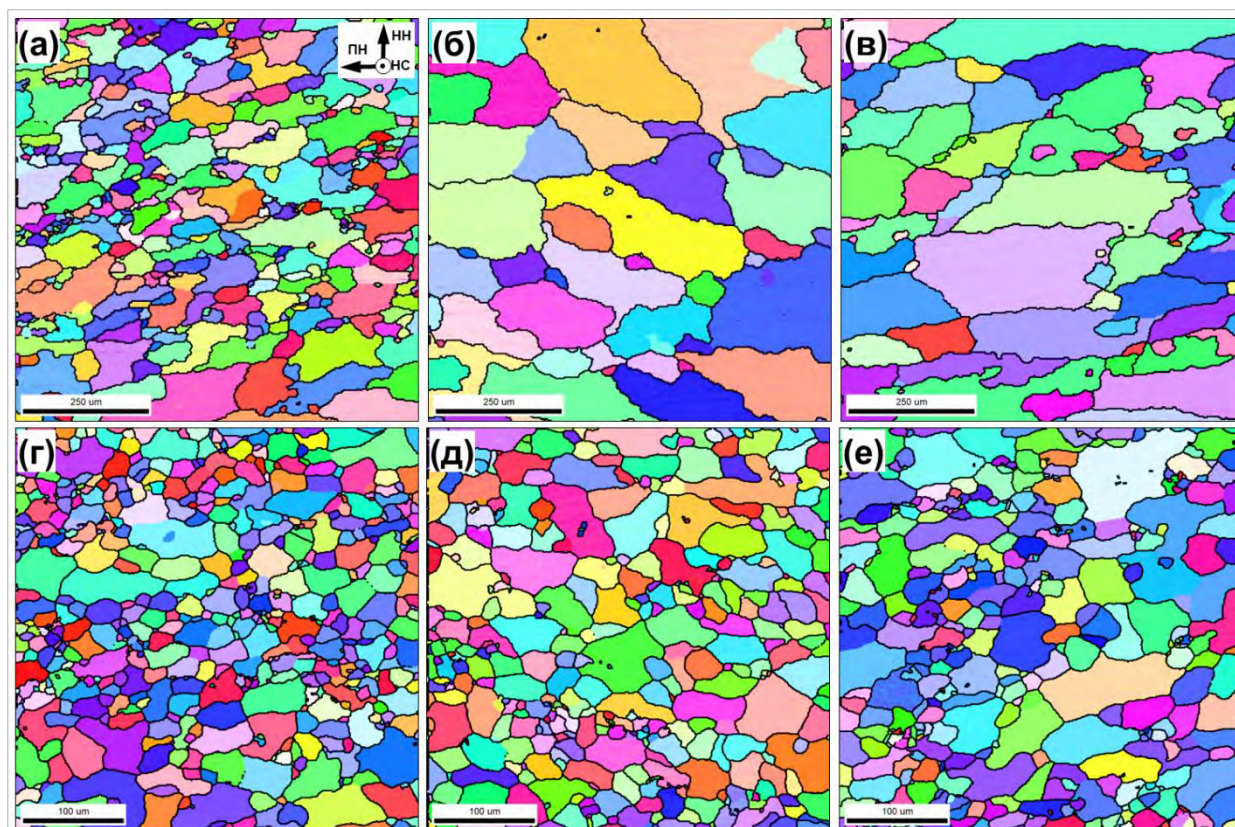


Рисунок 4.4 – Карты EBSD микроструктуры, сформировавшейся в центральной части зоны перемешивания термически обработанных швов в зависимости от режима предварительной деформации: (а) прокатка на 10% обжатия вдоль направления сварки, (б) прокатка на 10% обжатия под 45° по отношению к направлению сварки, (в) прокатка на 10% обжатия перпендикулярно направлению сварки, (г) прокатка на 20% обжатия вдоль направления сварки, (д) прокатка на 20% обжатия под 45° по отношению к направлению сварки и (е) прокатка на 20% обжатия перпендикулярно направлению сварки. Примечание: на всех EBSD картах темные линии соответствуют БУГ.

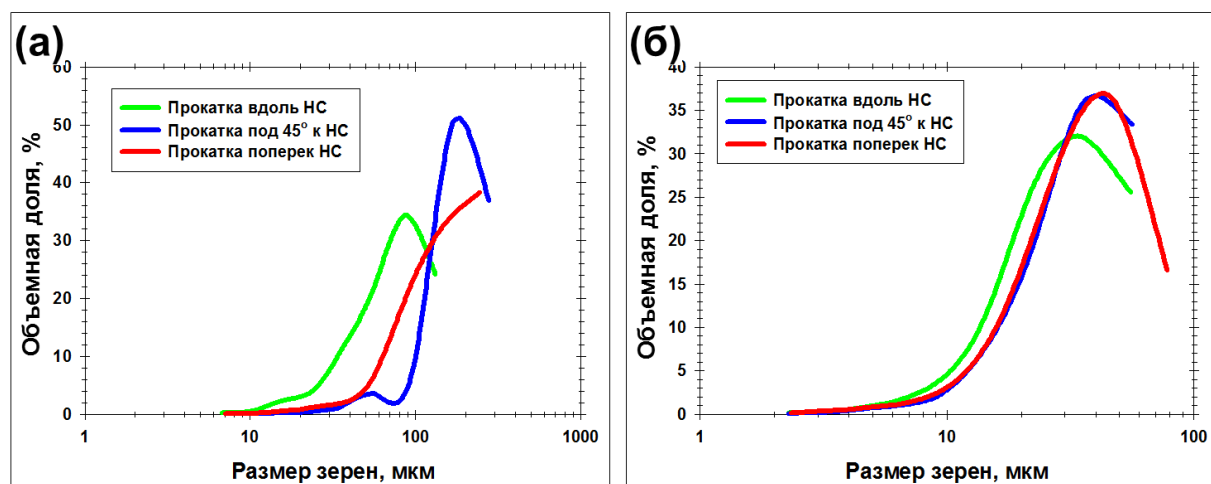


Рисунок 4.5 – Влияние маршрута предварительной прокатки на размер зерен в центральной части зоны перемешивания после перезакалки и последующего старения: (а) прокатка на 10% обжатия, (б) прокатка на 20% обжатия. HS – направление сварки

Таблица 4.1 – Структурные характеристики зоны перемешивания после предварительной прокатки СТП-соединений и их последующей перезакалки и старения

Угол между направлением прокатки и НС, град	Средний размер зерен, мкм	Доля БУГ, %
<i>Прокатка на 10% обжатия</i>		
0	44	78
45	106	53
90	79	92
<i>Прокатка на 20% обжатия</i>		
0	18	88
45	21	88
90	21	86

Примечание: НС – направление сварки

Важно отметить, что эффективность предварительной деформации для измельчения микроструктуры зависела от направления прокатки. Наиболее сильно эта чувствительность проявлялась после относительно небольших степеней обжатия. В частности, после 10% деформации наименьший размер зерен был получен после прокатки вдоль направления сварки, в то время как изменение маршрута деформации способствовало существенному огрублению зёрненной структуры (рис. 4.4а-в и рис. 4.5а). С другой стороны, рост величины обжатия до 20% способствовал существенному ослаблению чувствительности материала к направлению прокатки (рис. 4.4г-е и 4.5б).

4.3. Влияние предварительной прокатки на механические свойства швов

Влияние предварительное прокатки на деформационное поведение термически-обработанных сварных соединений приведено на рис. 4.6 и 4.7, а также таблице 4.2.

Как следует из рис. 4.6, прочность швов была сопоставима с прочностью исходного материала, т.е. коэффициент прочности большинства сварных соединений фактически приближался к 100%.

Более того, использование предварительной деформации также способствовало существенному улучшению пластичности сварных соединений (рис. 4.6). Важно подчеркнуть, что данный эффект был также

чувствителен к маршруту прокатки. В частности, максимальное удлинение до разрушения было зафиксировано в сварных швах, подвергнутых предварительной прокатке либо на 10% вдоль направления сварки (рис. 4.6а), либо на 20% обжатия под углом 45° к направлению прокатки (рис. 4.6д).

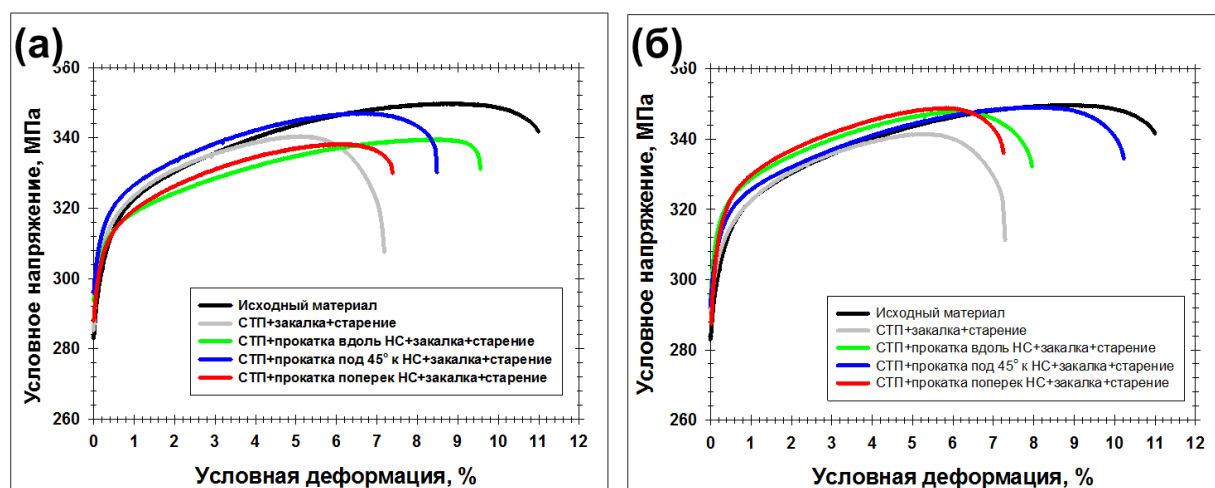


Рисунок 4.6 – Влияние предварительной прокатки на механическое поведение термически обработанных СТП-швов: (а) прокатка на 10% обжатия, (б) прокатка на 20% обжатия

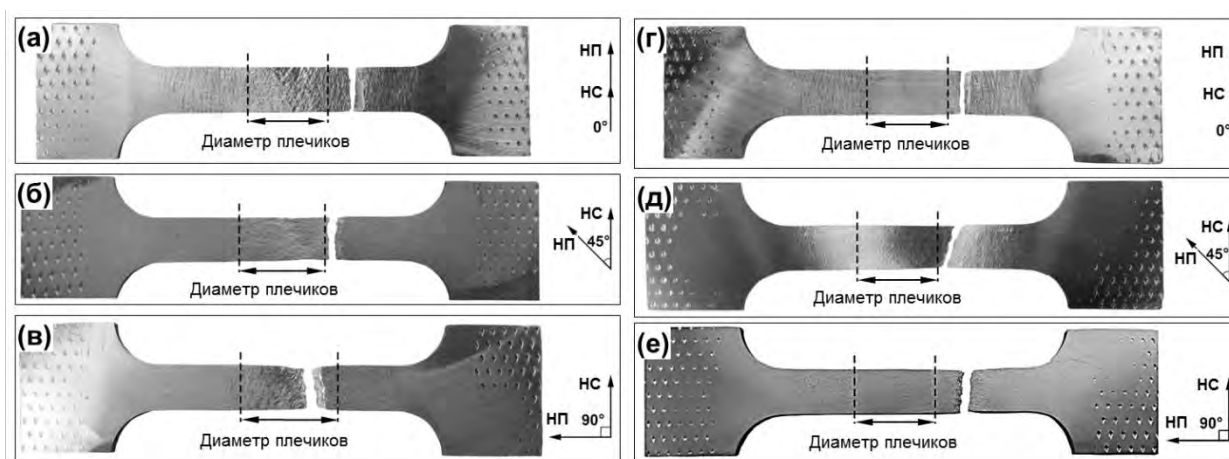


Рисунок 4.7 – Влияние предварительной прокатки на деформационный рельеф, образовавшийся в ходе испытаний термически обработанных СТП-швов на одноосное растяжение: (а) 10% прокатки вдоль НС, (б) 10% прокатки под 45° к НС, (в) 10% прокатки поперек НС, г) 20% прокатки вдоль НС, (д) 20% прокатки под 45° к НС, (е) 20% прокатки поперек НС. Примечание: НП – направление прокатки, НС – направление сварки

Как вытекает из анализа деформационного рельефа, образовавшегося в ходе испытаний на растяжение, хорошая пластичность в этих двух случаях была связана с относительно однородным распределением деформации внутри сварных соединений (рис. 4.7а и д). С другой стороны, остальные швы проявляли ярко выраженную склонность к локализации пластического

течения либо в зоне сварки (рис. 4.7б-в, таблица 4.2), либо в зоне исходного материала (рис. 4.7г и е, таблица 4.2). Как следствие, общая пластичность этих СТП-соединений была относительно низкой (рис. 4.6). Возможная причина локализации деформации рассмотрена в разделе 4.6.

Таблица 4.2 – Механические свойства сварных соединений, подвергнутых предварительной прокатке и последующим перезакалке и старению

Угол между направлением прокатки и НС, град	Временное сопротивление, МПа	Удлинение до разрушения, %	Место разрушения
<i>Прокатка на 10% обжатия</i>			
0	340	9	Основной материал
45	345	8	Шов
90	330	6	Шов
<i>Прокатка на 20% обжатия</i>			
0	350	8	Основной материал
45	350	10	Основной материал
90	345	7	Основной материал
Некатаный шов	340	7	Шов

Примечание: НС – направление сварки

4.4. Рекристаллизационное поведение деформированных швов

В соответствии с основным тезисом, изложенным в начале данной главы, существенное измельчение микроструктуры, выявленное в предварительно деформированных образцах, свидетельствовало, скорее всего, о протекании в материале рекристаллизации вместо аномального роста зерен. В данном разделе рассмотрены основные механизмы рекристаллизационного процесса.

Общепринято считать, что движущей силой рекристаллизации является упругая энергия дислокаций. Соответственно, увеличение плотности дислокаций в ходе предварительной деформации интенсифицирует процесс формирования рекристаллизационных зародышей и, тем самым, способствует уменьшению среднего размера зерна рекристаллизованной структуры. Эта простая концепция позволяет легко объяснить повышение

эффективности предварительной деформации при увеличении её степени, выявленное в ходе проведенного исследования (рис. 4.4 и 4.5).

Уместно отметить, что дислокации в деформированном материале принято разделять на две основные категории, т.е. так называемые *статистически запасенные* и *геометрически-необходимые* дислокации [200]. Считается, что дислокации, принадлежащие первой группе, накапливаются в результате их случайного взаимного торможения при скольжении внутри деформированных кристаллов. С другой стороны, дислокации второго типа генерируются для обеспечения совместности пластической деформации различно-ориентированных (то есть, фактически, различно-деформируемых) зерен в поликристалле [200]. Поскольку условия совместности деформации в различных микроструктурах могут существенно отличаться друг от друга (например, в равноосной и пластинчатой), то совершенно одинаковая макроскопическая деформация различных микроструктурных состояний может привести к значительной разнице в плотности геометрически-необходимых дислокаций. Для качественной оценки этого эффекта, в данной работе были вычислены факторы Тейлора для использованных режимов прокатки материала зоны перемешивания³. Полученные результаты приведены в таблице 4.3. Видно, что максимальный фактор Тейлора (а значит, и наибольшая плотность геометрически-необходимых дислокаций) соответствовали прокатке вдоль направления сварки.

Таблица 4.3 – Факторы Тейлора материала зоны перемешивания для различных режимов прокатки

Средний фактор Тейлора	Прокатка вдоль НС	Прокатка под 45° НС	Прокатка поперек НС
	3,17	3,10	2,95

Примечание: НС – направление сварки

³Факторы Тейлора были вычислены на основе EBSD данных

Кроме общей плотности дислокаций, рекристаллизационный процесс также в значительной мере зависит от градиентов кристаллографической ориентировки внутри деформированных зерен (т.е., фактически, от тензорной плотности дислокаций) [154]. Считается, что наличие подобных градиентов стимулирует процесс формирования рекристаллизационных зародышей и, таким образом, способствует измельчению рекристаллизованной структуры. В свою очередь, полагается, что ориентационные градиенты преимущественно образуются в ходе пластической деформации зерен с нестабильной кристаллографической ориентировкой, способствуя, таким образом, их последующей фрагментации. С другой стороны, считается, что фрагментация зерен со стабильной кристаллографической ориентировкой является в значительной мере подавленной, они деформируются более-менее однородно и, таким образом, их последующая рекристаллизация затруднена.

Для оценки этого эффекта была исследована текстура, сформировавшаяся в зоне перемешивания в ходе СТП (рис. 4.8). Как следует из сравнения рис. 4.8а и 4.8б, эта текстура была близка к идеальной текстуре простого сдвига типа $\{hkl\}\langle 110\rangle [201]$. Образование подобной текстуры в алюминиевых сплавах, подвергнутых СТП, хорошо описано в научной литературе, например [198].

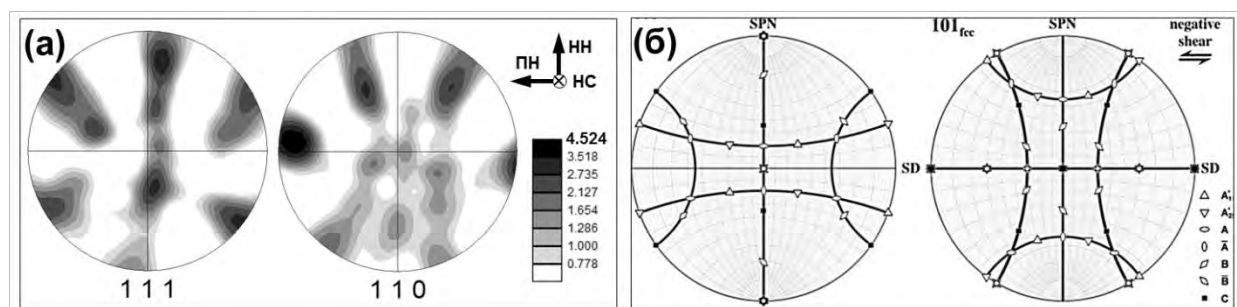


Рисунок 4.8 – Прямые полюсные фигуры $\{111\}$ и $\{110\}$, иллюстрирующие (а) кристаллографическую текстуру, измеренную в центральной части зоны перемешивания и (б) компоненты идеальной текстуры простого сдвига в гранецентрированных кубических металлах [201]. Примечание: SPN и SD на рис. (б) соответствуют направлению нормали к поверхности сдвига и направлению сдвига

Важно подчеркнуть, что текстура, приведенная на рис. 4.8, приведена в системе координат простого сдвига (общепринято считать, что данная схема деформации наилучшим образом соответствует СТП [201]). Однако, для оценки стабильности кристаллографической ориентировки материала шва в ходе послесварочной деформации, текстурные данные были пересчитаны для систем координат различных режимов прокатки, а полученные функции распределения ориентировок (ФРО) были представлены на рис. 4.9.

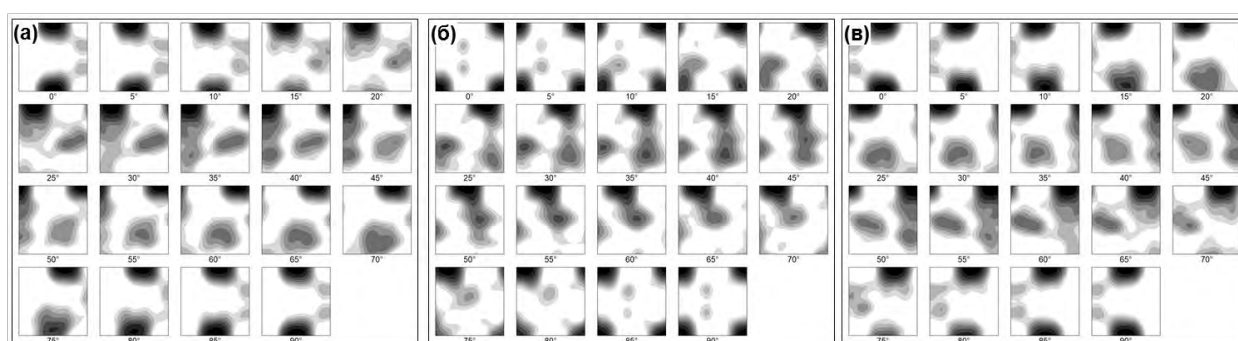


Рисунок 4.9 – Функции распределения ориентировок (ФРО), иллюстрирующие кристаллографическую текстуру в зоне перемешивания в системе координат прокатки вдоль направления сварки (а), под углом 45° к направлению сварки (б) и поперек направлению сварки (в). Примечание: ФРО представлены в виде двумерных сечений при постоянных величинах угла Эйлера ϕ_2 , приведенного в нижней части каждого сечения

Как следует из рис. 4.9а и рис. 4.9в, в системе координат, соответствующих прокатке либо вдоль, либо поперек направления сварки, текстура зоны перемешивания характеризовалась преобладанием компоненты $\{001\}\langle 110 \rangle$. В условиях холодной прокатки данная кристаллографическая ориентировка считается нестабильной [202, 203]. Как следствие, прокатка вдоль обоих этих направлений должна сопровождаться образованием существенных ориентационных градиентов, и, таким образом, последующий рекристаллизационный отжиг этих состояний должен привести к формированию относительно мелкозернистой микроструктуры. С другой стороны, в системе координат прокатки под углом 45° к направлению сварки в текстуре зоны перемешивания преобладает компонента куба $\{001\}\langle 100 \rangle$ (рис. 4.9б). При холодной прокатке на относительно небольшие

обжата данная кристаллографическая ориентировка считается относительно стабильной [204]. Соответственно, в этом случае следует ожидать образования относительно крупнозернистой рекристаллизованной структуры.

Таким образом, было предположено, что максимальная эффективность прокатки вдоль направления сварки (рис. 4.5а) была обусловлена совокупностью двух факторов, т.е. (1) относительно высоким фактором Тейлора (таблица 4.3) и низкой стабильностью кристаллографической ориентировки (рис. 4.9а).

4.5. Текстура рекристаллизации

Для изучения фундаментальных механизмов рекристаллизации в зоне перемешивания были проанализированы сформировавшиеся текстуры. С этой целью, EBSD данные, приведенные на рис. 4.4, были использованы для построения прямых полюсных фигур $\{111\}$ и $\{110\}$; полученные результаты приведены на рис. 4.10⁴.

Во всех случаях, сформировавшиеся текстуры рекристаллизации были относительно слабыми и размытыми. Тем не менее, являлось вполне очевидным, что в ходе рекристаллизации имел место разворот текстуры, сформировавшейся в ходе СТП, на угол $\sim 30^\circ$ вокруг оси $\langle 111 \rangle$ (сравнение рис. 4.10 с рис. 4.8). Подобный разворот текстуры деформации в ходе рекристаллизации кубических металлов является хорошо известным и обычно объясняется в рамках теории либо ориентационного зарождения, либо ориентационного роста [154].

В соответствии с первой концепцией, образование текстуры рекристаллизации связано с преимущественным появлением рекристаллизационных зародышей со специфической кристаллографической ориентировкой. Считается, что в деформированном поликристалле зерна с

⁴Вследствие недостаточной статистической выборки измерений на EBSD картах на Рис. 4.4б и 4.4в, данные микроструктурные состояния были исключены из рассмотрения.

определенной кристаллографической ориентировкой могут характеризоваться относительно низкой запасенной энергией. Если так, то преимущественный рост этих зерен в ходе рекристаллизации может являться энергетически выгодным и, таким образом, привести к изменению текстуры материала.

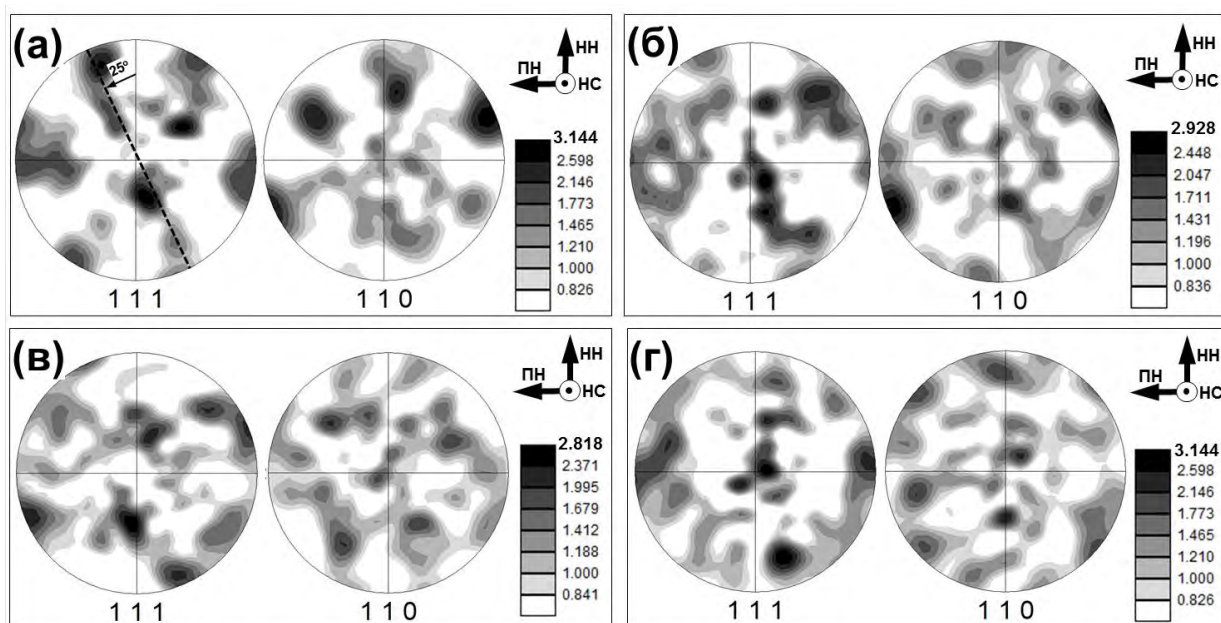


Рисунок 4.10 – Прямые полюсные фигуры $\{111\}$ и $\{110\}$, иллюстрирующие текстуры рекристаллизации, сформировавшиеся в зоне перемешивания после предварительной прокатки и последующей перезакалки и старения: (а) 10% прокатки вдоль НС, (б) 20% прокатки вдоль НС, (в) 20% прокатки под углом 45° к НС и (г) 20% прокатки поперек НС. Примечание: НН, РН и НС соответствуют направлению нормали, поперечному направлению и направлению сварки.

Для проверки данной гипотезы в условиях нашего эксперимента, была проанализирована связь между кристаллографической ориентировкой и запасенной энергией. В качестве мерила последней выступал градиент кривизны-кручения решетки внутри зерен (т.е., фактически, тензорная плотность дислокаций), измеренной посредством EBSD. Измерения производились в микроструктуре, сформировавшейся в ходе СТД в зоне перемешивания. Полученные результаты приведены на рис. 4.11. Как следует из него, зерна с кристаллографической ориентировкой, близкой к текстуре рекристаллизации, характеризовались примерно таким же уровнем

запасенной энергии, как и материал в целом. Таким образом, представляется маловероятным, что они могли иметь преимущество в ходе образования

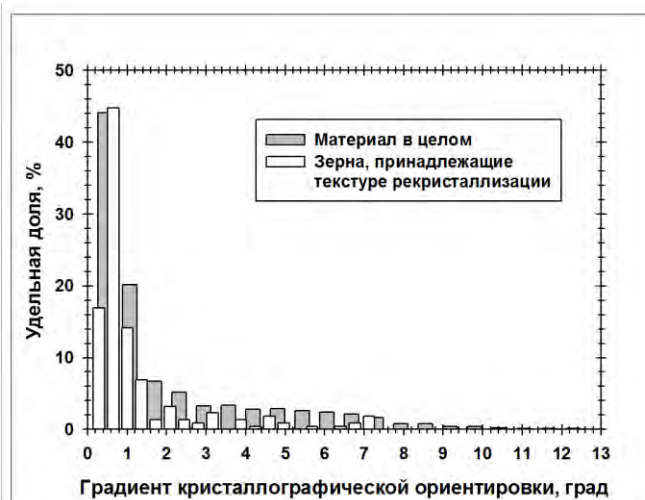


Рисунок 4.11 — Сравнительный анализ градиента кристаллографических ориентировки в зернах, представляющих текстуру рекристаллизации. Примечание: текстура рекристаллизации определялась в пределах 10-градусного отклонения от идеальной ориентировки.

зародышей рекристаллизации. Исходя из этого, был сделан вывод, что текстура рекристаллизации в исследуемом случае не может быть трактована в рамках теории ориентационного зарождения.

С другой стороны, в соответствии с теорией ориентационного роста,

образование текстуры рекристаллизации связывается с повышенной подвижностью некоторых границ зерен. В частности, считается, что границы с разориентировкой $30\text{-}40^\circ \langle 111 \rangle$ в гранецентрированных кубических металлах характеризуются относительно высокой мобильностью [154]. Вследствие преимущественной миграции подобных границ может иметь место разворот исходной текстуры на угол $30\text{-}40^\circ$ относительно оси $\langle 111 \rangle$, что, фактически, очень близко тому, что наблюдалось в условиях нашего эксперимента (рис. 4.10а). Таким образом, формирование текстуры рекристаллизации в зоне перемешивания было, скорее всего, связано с повышенной подвижностью $\sim 30^\circ \langle 111 \rangle$ границ в исходной микроструктуре зоны перемешивания.

4.6. Влияние режима предварительной прокатки на пластичность швов

Как отмечалось в разделе 4.3, пластичность предварительно деформированных швов лимитировалась локализацией деформации либо в зоне перемешивания, либо в зоне основного материала (рис. 4.7). Таким образом, для понимания связи между режимами предварительной прокатки и пластичностью сварных соединений, был необходим сравнительный анализ

микроструктур, сформировавшихся в этих микроструктурных областях в ходе послесварочной обработки. В этой связи необходимо подчеркнуть, что предварительной прокатке подвергался весь сварной шов целиком, включая зону исходного материала. Соответственно, в этой зоне также имели место микроструктурные изменения в ходе последующей термической обработки. В этой связи, для оценки макроскопической однородности структуры обработанных швов, было проведено сравнение размеров зерен в зоне перемешивания и зоне исходного материала, как показано на рис. 4.12.

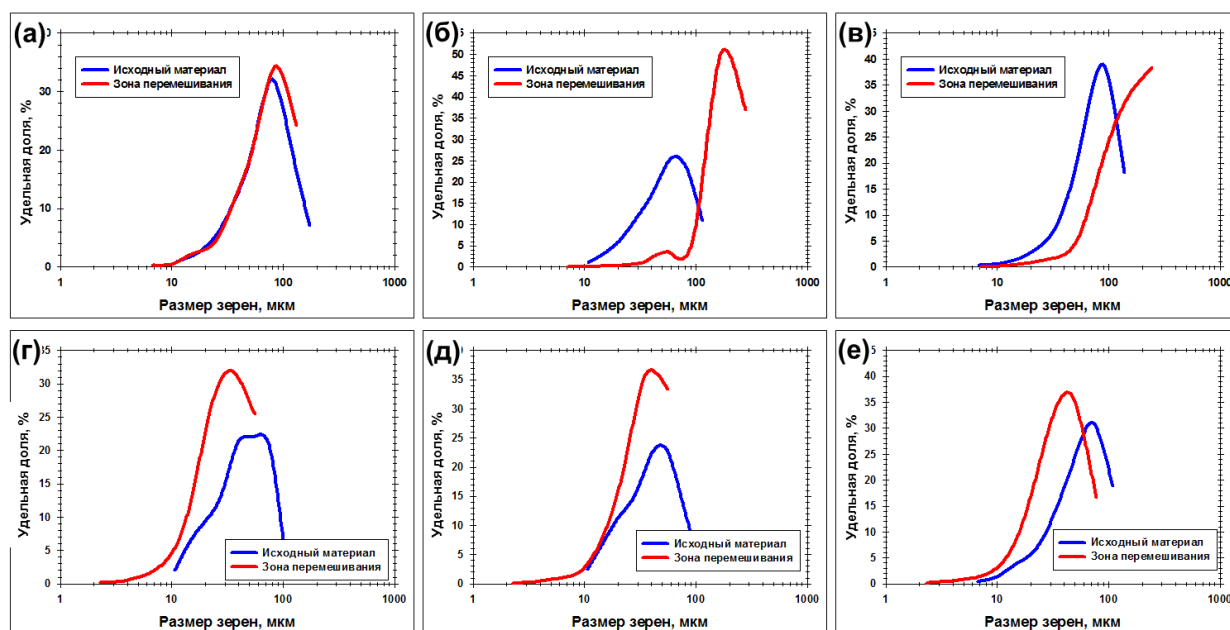


Рисунок 4.12 – Сравнение распределений зерен по размерам, сформировавшихся в исходном материале и зоне перемешивания после различных режимов предварительной прокатки и последующей термической обработки: (а) 10% прокатки вдоль НС, (б) 10% прокатки под углом 45° к НС, (в) 10% прокатки поперек НС, (г) 20% прокатки вдоль НС, (д) 20% прокатки под углом 45° к НС, (е) 20% прокатки поперек НС. Примечание: НС – направление сварки

Как следует из рисунка, в швах, подвергнутых либо 10% прокатки вдоль направления сварки, либо 20% прокатке под углом 45° по направлению сварки, обе этих микроструктурных региона характеризовались близким размером зерен (рис. 4.12а и 4.12д). Это прекрасно согласуется с относительно однородной деформацией этих сварных швов (рис. 4.7а и 4.7д) и, соответственно, наибольшими значениями пластичности (рис. 4.6).

В сварных соединениях, прокатанных на 10% обжатия либо под углом 45° к оси сварки, либо поперек неё, зона перемешивания характеризовалась

наличием относительно грубозернистой микроструктуры (рис. 4.12б-в). Как следствие, пластическая деформация в ходе испытаний на растяжение преимущественно концентрировалась в этой микроструктурной области (рис. 4.7б-в), что вело к преждевременному разрушению швов (рис. 4.6а).

С другой стороны, в сварных швах, подвергнутых прокатке на 20% обжатия либо вдоль, либо поперек направления сварки, размер зерен в зоне перемешивания был относительно мал (рис. 4.12г и 4.12е). Соответственно, пластическое течение в этих сварных соединениях локализовалось в зоне исходного материала (рис. 4.7г и 4.7е), что также способствовало деградации пластичности (рис. 4.6б).

4.7. Выводы по главе

Данная глава диссертационной работы посвящена экспериментальной проверке предложенного метода оптимизации режима послесварочной обработки термически упрочняемых алюминиевых сплавов. На основе полученных результатов были сделаны следующие выводы.

(1) Перезакалка сварных соединений вела к аномальному росту зерен в зоне перемешивания. Предварительная прокатка оказалась очень эффективным средством для подавления этого нежелательного феномена;

(2) При относительно небольшой величине предварительной деформации (10% обжатия), процесс формирования микроструктуры в ходе последующего отжига оказался очень чувствительным к режиму прокатки. В частности, прокатка вдоль направления сварки оказалась наиболее эффективной для подавления аномального роста зерен. На основе тщательного микроструктурного анализа было предположено, что данный эффект связан с относительно высоким фактором Тейлора, а также низкой стабильностью кристаллографической ориентировки зерен в условиях данного маршрута, которые способствовали интенсификации процесса рекристаллизации в ходе последующего отжига. С другой стороны, рост степени предварительной деформации до 20% обжатия нивелировал влияние

режима прокатки. Предположено, что этот результат связан с насыщением плотности дислокаций при увеличении деформации;

(3) Рекристаллизация материала зоны перемешивания способствовала развороту кристаллографической текстуры \sim на 30° относительно оси $\langle 111 \rangle$. Данный феномен был интерпретирован в рамках теории ориентационного роста, т.е. связан с повышенной подвижностью границ зерен с разориентировкой $30\text{-}40^\circ \langle 111 \rangle$ в гранецентрированных кубических металлах.

ГЛАВА 5. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОПТИМИЗИРОВАННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Поскольку сварные конструкции в транспортной индустрии нередко подвергаются циклическим нагрузкам, усталостные свойства швов термически упрочняемых алюминиевых сплавов представляют особенный интерес. Как отмечалось в разделе 1.6, оптимизация процесса СТП, способствующая существенному сужению зоны термического влияния и возникновению значительных внутренних напряжений, может улучшить усталостную прочность сварных швов. Данная глава диссертационной работы посвящена экспериментальной проверке этой гипотезы. С этой целью была проведена серия испытаний сварных соединений на усталость в широком диапазоне амплитуд напряжений, как показано в таблице 2.2. Следует подчеркнуть, что все эксперименты осуществлялись на «оптимизированных» сварных соединениях, т.е. полученных при частоте вращения сварочного инструмента 1100 мин.^{-1} и скорости сварки 760 мм/мин. Подробности эксперимента описаны в работе [195].

5.1. Внутренние напряжения в сварных швах

Учитывая важность внутренних напряжений при циклических нагрузках сварных соединений, в диссертационной работе были исследовано их распределение в состоянии после СТП, как показано на рис. 5.1. Для наглядности, тонкими линиями на данном рисунке обозначен контур зоны перемешивания. При помощи этого контура четко выявляются следы двух последовательных проходов СТП, осуществленных для провара листов на всю толщину, как отмечалось в разделе 3.2. Является совершенно очевидным, что распределение внутренних напряжений было очень сложным, а их величина менялась в широких пределах. С целью упрощения восприятия этой сложной картины, были построены три профиля внутренних напряжений (вдоль линий «А», «В» и «С»), которые приведены на рис. 5.2. Данные профили иллюстрировали варьирование внутренних напряжений

вдоль осей, проходящих через центральные части зон перемешивания, образовавшихся в ходе первого и второго проходов СТП (линии «А» и «С», соответственно), а также через область перекрытия обоих этих проходов (линия «В»). Погрешность измерения во всех случаях составляла менее ± 35 МПа (рис. 5.2). Интересно отметить, что экспериментальный разброс в зоне перемешивания был значительно меньше, чем в зонах термического влияния и исходного материала. Данный эффект был, очевидно, связан с относительно мелким размером зерен в зоне перемешивания и, как следствие, лучшей статистикой измерений.

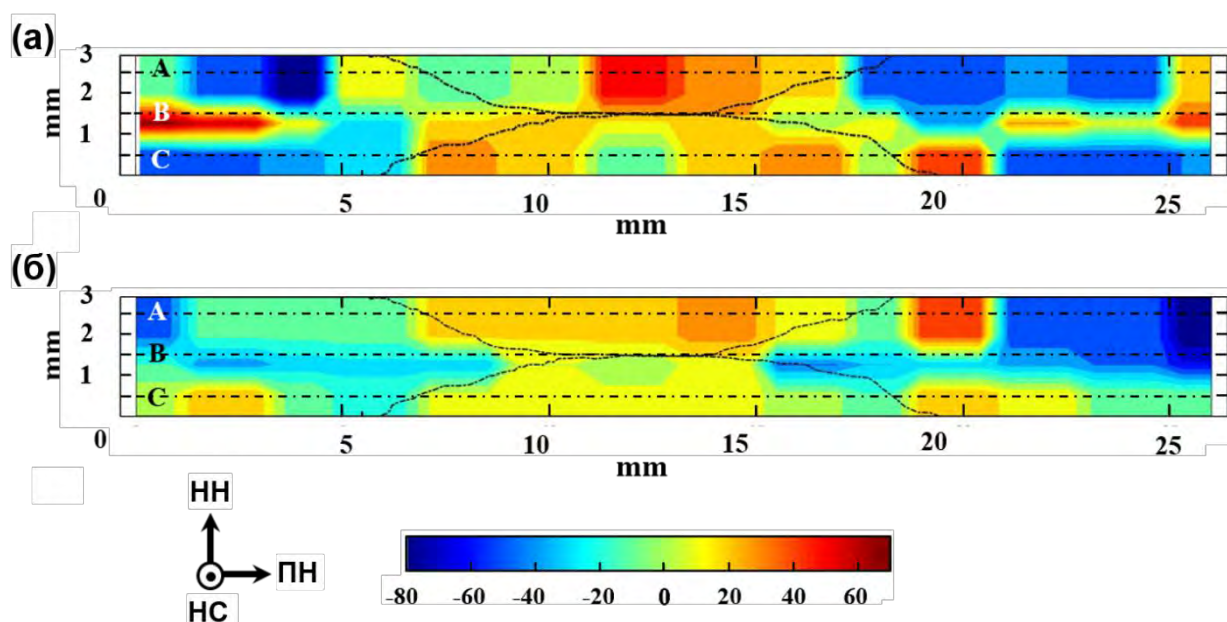


Рисунок 5.1 –Карты распределения внутренних напряжений в сварных швах, измеренных по отношению к поперечному направлению (а) и по отношению к направлению нормали (б). Для наглядности, контуры зоны перемешивания показаны пунктирными линиями. Примечание: пунктирные линии «А», «В» и «С» соответствуют профилям напряжений, показанным на рис. 5.2.

Несмотря на очень сложный характер распределения внутренних напряжений (рис. 5.1 и 5.2), их тщательный анализ позволил вывести ряд важных закономерностей.

К важнейшим из них относится то, что внутренние напряжения в зоне перемешивания были, преимущественно, растягивающими, а в зоне исходного материала – сжимающими (рис. 5.1). Данная картина распределения напряжений была, очевидно, связана с локальным разогревом

(и сопутствующим расширением) материала в зоне перемешивания и соответствующим сжатием исходного материала. Величина максимальных растягивающих напряжений в зоне перемешивания составляла +50 МПа, в то время как в зоне исходного материала сжимающие напряжения достигали -80 МПа (рис. 5.2а).

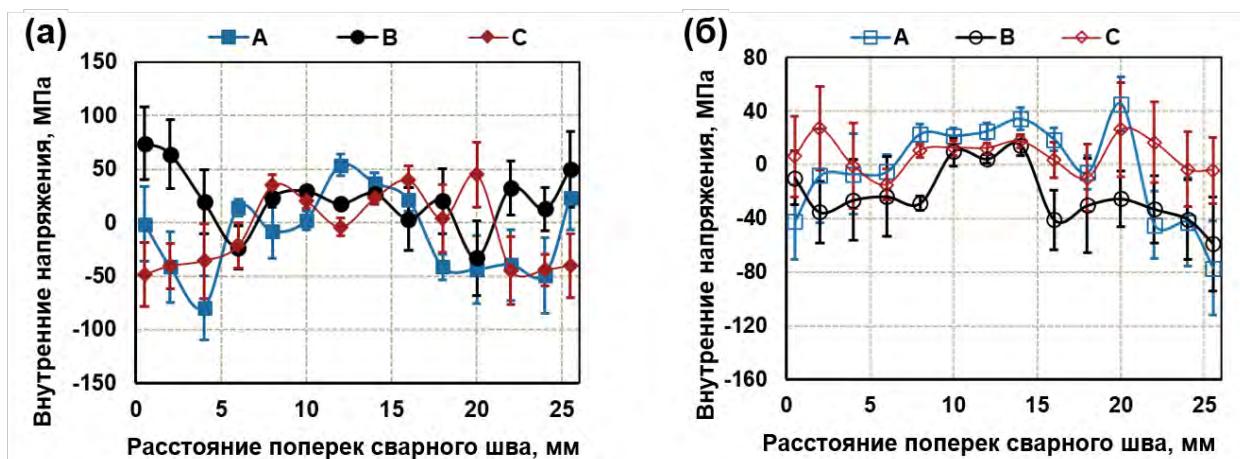


Рисунок 5.2 –Профили внутренних напряжений, измеренных вдоль линий «А», «В» и «С», приведенных на Рис. 5.1: (а) напряжения относительно поперечного направления, (б) напряжения относительно направления нормали

Также интересно отметить, что верхняя часть зоны перемешивания характеризовалась более высоким уровнем внутренних напряжений, чем её нижняя часть (рис. 5.1а). Данный эффект был, по-видимому, связан с использованием двух проходов СТП для провара листов на всю толщину, как отмечалось выше. В результате, внутренние напряжения в нижней части зоны перемешивания, образовавшиеся в ходе первого прохода, были частично релаксированы в результате теплового эффекта второго СТП прохода.

5.2. Диаграммы усталости

Кривые усталости для исходного материала и сварных соединений приведены на рис. 5.3а. Общая статистика испытаний на усталость суммирована в таблице 5.1. Несмотря на существенный экспериментальный разброс результатов (который, впрочем, обычно присущ испытаниям на усталость), анализ данных позволил сделать ряд важных выводов.

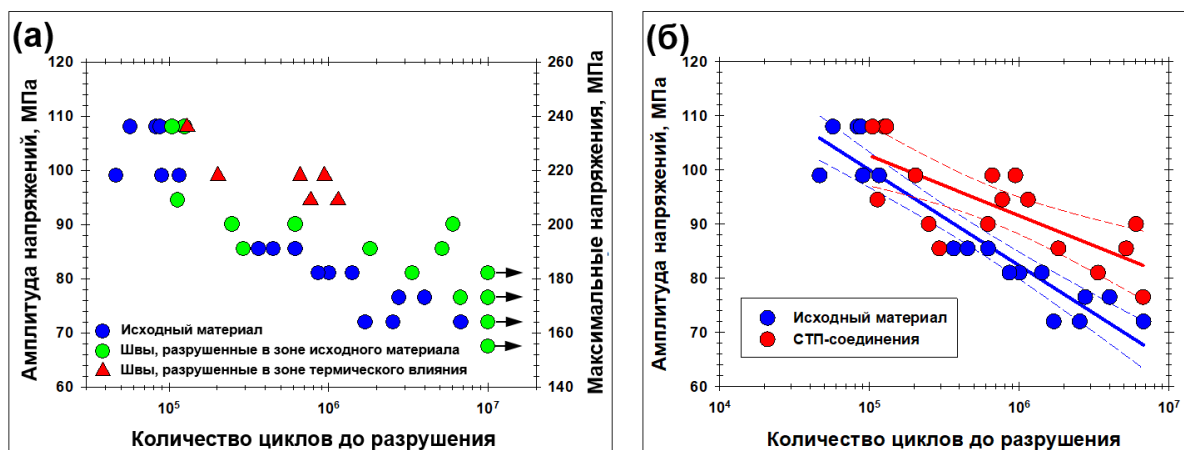


Рисунок 5.3 – Кривые усталости для исходного материала и швов: (а) весь набор экспериментальных данных, (б) данные, использованные для статистического анализа. На рис. (а) стрелки соответствуют образцам, не разрушившимся в ходе испытаний. На рис. (б) сплошные линии обозначают срединные кривые, в то время как пунктирные линии очерчивают интервал доверительной вероятности 95%.

Как это обычно наблюдается в алюминиевых сплавах, на диаграммах усталости не выявлялось четко выраженной стадии насыщения (рис. 5.3а). В этой связи, в соответствии с международным стандартом ASTM E 1823-96, за предел выносливости была принята максимальная величина амплитуды напряжений, при которой как минимум 50% образцов выдержали 10^7 циклов без разрушения. В рамках данного определения, предел выносливости исходного материала составлял 67,5 МПа, в то время как предел выносливости оптимизированных сварных соединений – 76,5 МПа (таблица 5.1). Иными словами, усталостная прочность швов была *выше*, чем усталостная прочность исходного материала.

Для проверки этого необычного эффекта, экспериментальные данные были подвергнуты статистическому анализу в соответствии с рекомендациями международного стандарта ASTM E 739-91. С этой целью, все результаты, соответствующие неразрушенным образцам, были исключены из рассмотрения⁵, а оставшиеся данные были аппроксимированы линейной зависимостью, как показано на рис. 5.3б. Из данного рисунка является очевидным, что усталостная прочность швов при относительно

⁵ Данные, исключенные из рассмотрения, включали в себя 2 образца исходного материала и 11 образцов, вырезанных из швов

небольших циклических напряжениях, действительно, существенно превосходила усталостную прочность исходного материала. С другой стороны, в диапазоне относительно высоких напряжений, значения усталостной прочности для обоих исследованных состояний были близки друг к другу.

Таблица 5.1 – Статистика испытаний на усталость

Амплитуда напряжений, МПа	Максимальные напряжения (в долях от предела текучести)		Количество циклов до разрушения		Область разрушения в швах
	Исходный материал	Швы	Исходный материал	Швы	
67.5	$0.47\sigma_{0.2}$	$0.55\sigma_y$	Образцы не разрушились		-
72	$0.50\sigma_{0.2}$	$0.58\sigma_y$	1,704,748	Все три образца не разрушились	-
			2,538,856		
			6,764,240		
76.5	$0.54\sigma_{0.2}$	$0.62\sigma_y$	2,763,392	6,717,387	Зона исходного материала
			4,020,179	2 образца не разрушились	-
81	$0.57\sigma_{0.2}$	$0.65\sigma_y$	861,513	3,360,543	Зона исходного материала
			1,006,680 1,417,184	1 образец не разрушился	-
85.5	$0.60\sigma_{0.2}$	$0.69\sigma_y$	364,845 452,393 620,615	292,961 1,829,003 5,183,806	Зона исходного материала
90	-	$0.73\sigma_y$	-	248,991 619,010 6,029,954	Зона исходного материала
94.5	-	$0.76\sigma_y$	-	112,994	Зона исходного материала
				771,268 1,145,951	Зона термического влияния
99	$0.70\sigma_{0.2}$	$0.80\sigma_y$	46,472 90,369 115,993	202,805 661,812 943,967	Зона термического влияния
108	$0.76\sigma_{0.2}$	$0.87\sigma_y$	57,046	125,552	Зона исходного материала
			83,048	104,777	Зона термического влияния
			87,718	129,689	

Примечание: $\sigma_{0.2}$ соответствует пределу текучести при испытаниях на одноосное растяжение

Другой интересной особенностью эксперимента являлось место разрушения сварных соединений. При относительно низких амплитудах

напряжений ($<94,5$ МПа), швы разрушались исключительно в зоне исходного материала (таблица 5.1), несмотря на то, что материал в данной области характеризовался относительно высокой прочностью в условиях квазистатических испытаний (рис. 3.5 и рис. 3.10). С другой стороны, при относительно высоких амплитудах напряжений, усталостное разрушение зачастую имело место в области термического влияния (таблица 5.1), т.е. наименее прочной микроструктурной области сварных швов (рис. 3.5).

5.3. Фрактография

Для изучения механизма усталостного разрушения, были проанализированы поверхности разрушения образцов. Основываясь на результатах изучения усталостных диаграмм, в рамках данной работы были рассмотрены три характерных случая: (а) исходный материал, (б) швы, испытанные при относительно низких напряжениях и разрушенные в области исходного материала, а также (в) швы, испытанные при относительно высоких напряжениях и разрушенные в области термического влияния.

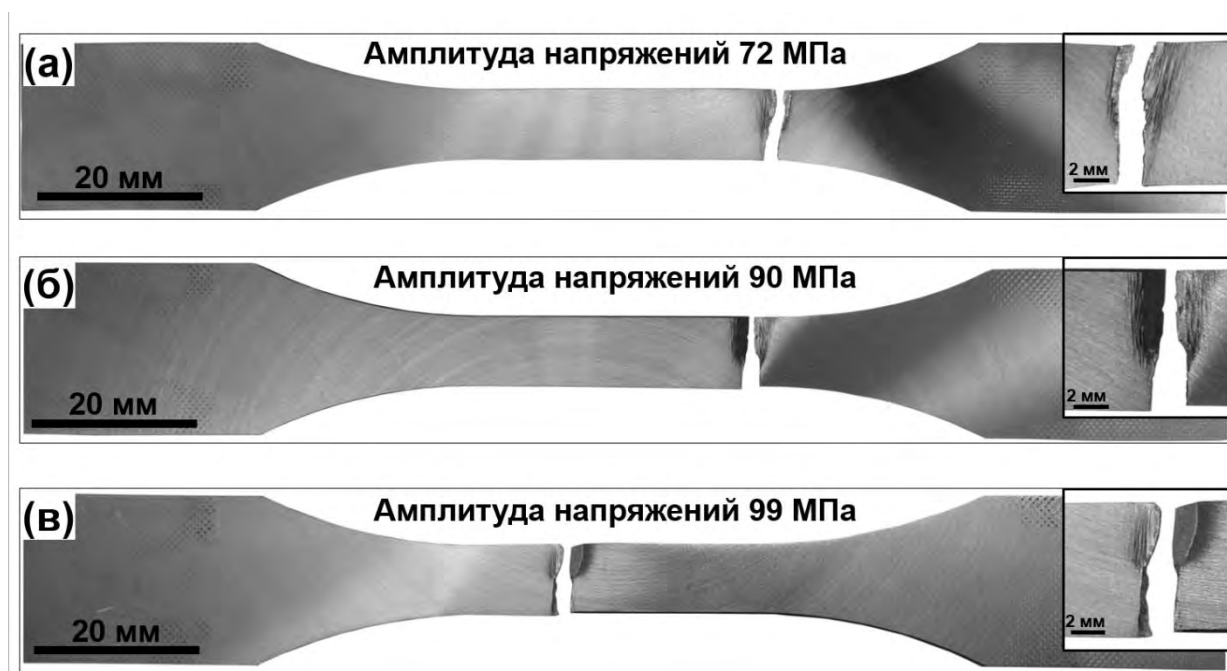


Рисунок 5.4 – Фотографии типичных образцов, разрушенных в ходе усталостных испытаний: (а) исходный материал, (б) сварные соединения, испытанные при относительно низких напряжениях и разрушенные в области исходного материала и (в) сварные соединения, испытанные при относительно высоких напряжениях и разрушенные в зоне термического влияния. Увеличенные изображения области разрушения приведены в правых верхних углах рисунков.

Фотографии типичных образцов, представляющих эти три характерных случая, приведены на рис. 5.4. Увеличенные изображения области разрушения приведены в правых верхних углах фотографий. Как следует из них, поверхность разрушения во всех случаях была достаточно сложной и включала в себя как минимум две различные области. Одна из них была близка к планарной и, таким образом, свидетельствовала об относительно хрупком механизме разрушения. Вторая же была довольно развитой и, соответственно, отражала, скорее, пластическую моду данного процесса (вставки в правых верхних углах фотографий на рис. 5.4).

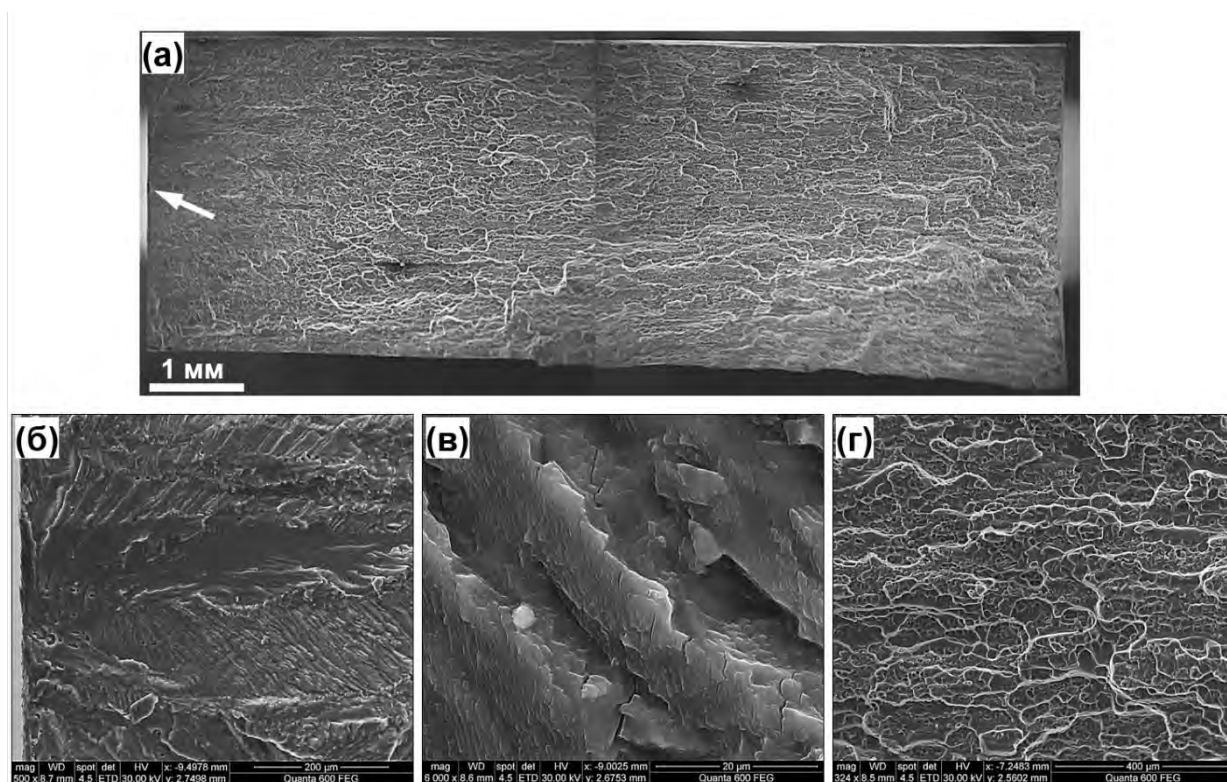


Рисунок 5.5 – Типичная поверхность разрушения образца исходного материала: (а) общий вид, (б) область зарождения трещины, (в) область распространения трещины и (г) область катастрофического разрушения. На рис. (а) стрелкой указано место вероятного зарождения трещины. Примечание: образец, приведенный на рисунке, был разрушен при амплитуде напряжений 72 МПа

Непосредственный анализ поверхностей разрушения подтвердил сравнительно сложный характер этого процесса (рис. 5.5-5.7). Во всех случаях было выявлено наличие трех характерных зон, соответствующих трем типичным стадиям усталостного разрушения: зарождения трещины

(стадия I), её стабильного распространения (стадия II) и долома (стадия III) [205, 206].

В подавляющем большинстве случаев усталостная трещина зарождалась на боковой поверхности образцов (рис. 5.5а-б и рис. 5.6а). Данный эффект был, скорее всего, связан с относительно высокой шероховатости данной поверхности, как отмечалось в разделе 2.6. В некоторых сварных соединениях, однако, образование трещины было также обнаружено на верхней шлифованной поверхности сварного шва (рис. 5.7а-б). Как правило, поверхность разрушения, соответствующая стадии I, была очень фасетированной (рис. 5.6б и рис. 5.7б), что, скорее всего, свидетельствовало о зарождении трещины в плоскости скольжения.

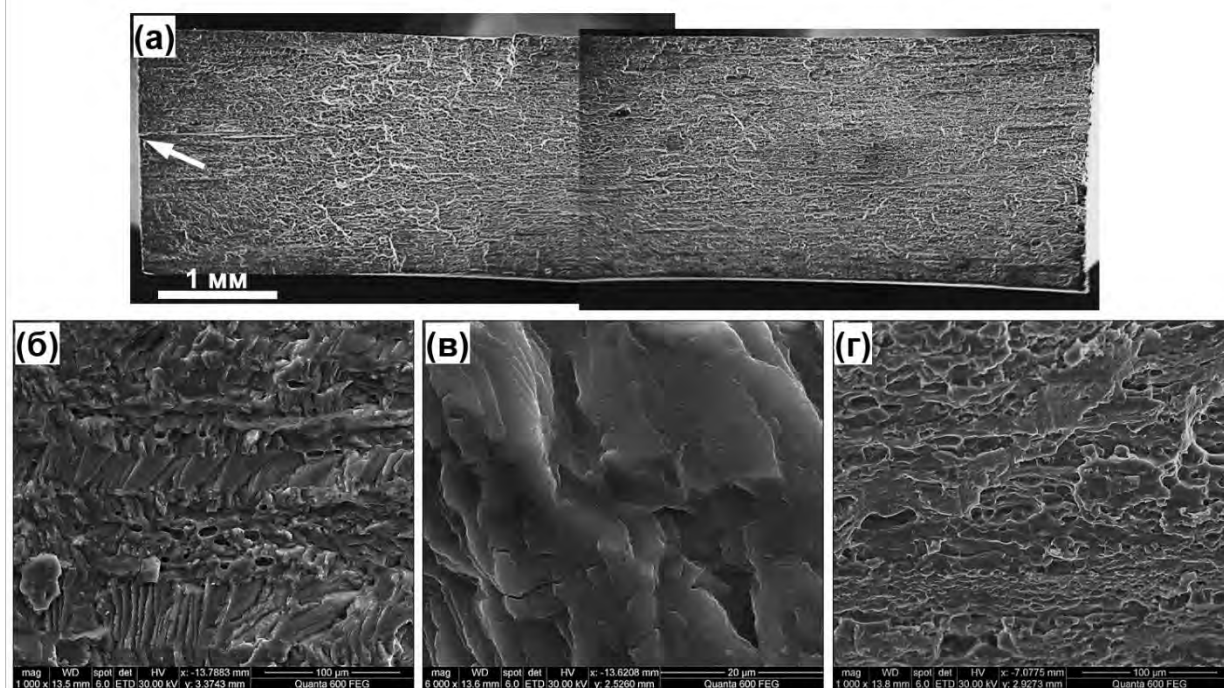


Рисунок 5.6 – Типичная поверхность разрушения образца сварного шва, испытанного при относительно низких напряжениях и разрушенного в области исходного материала: (а) общий вид, (б) область зарождения трещины, (в) область распространения трещины и (г) область катастрофического разрушения. На рис. (а) стрелкой указано место вероятного зарождения трещины. Примечание: образец, приведенный на рисунке, был разрушен при амплитуде напряжений 76,5 МПа

На стадии II, поверхность разрушения характеризовалась наличием выраженных усталостных бороздок (рис. 5.5в, рис. 5.6в и рис. 5.7в), наличие

которых обычно трактуется как признак прерывистого характера распространения усталостной трещины (от цикла к циклу) [206]. В некоторых случаях было выявлено наличие вторичных трещин (рис. 5.5в). Следует отметить, что усталостные бороздки нередко формировали структуры мезоскопического масштаба (рис. 5.5в), свидетельствуя, таким образом, о достаточно сложном механизме движения трещины. В некоторых случаях на поверхности разрушения выявлялись контуры исходных зерен (рис. 5.5б). Данный факт мог означать, что в некоторых случаях имело место интеркристаллитное распространение трещины.

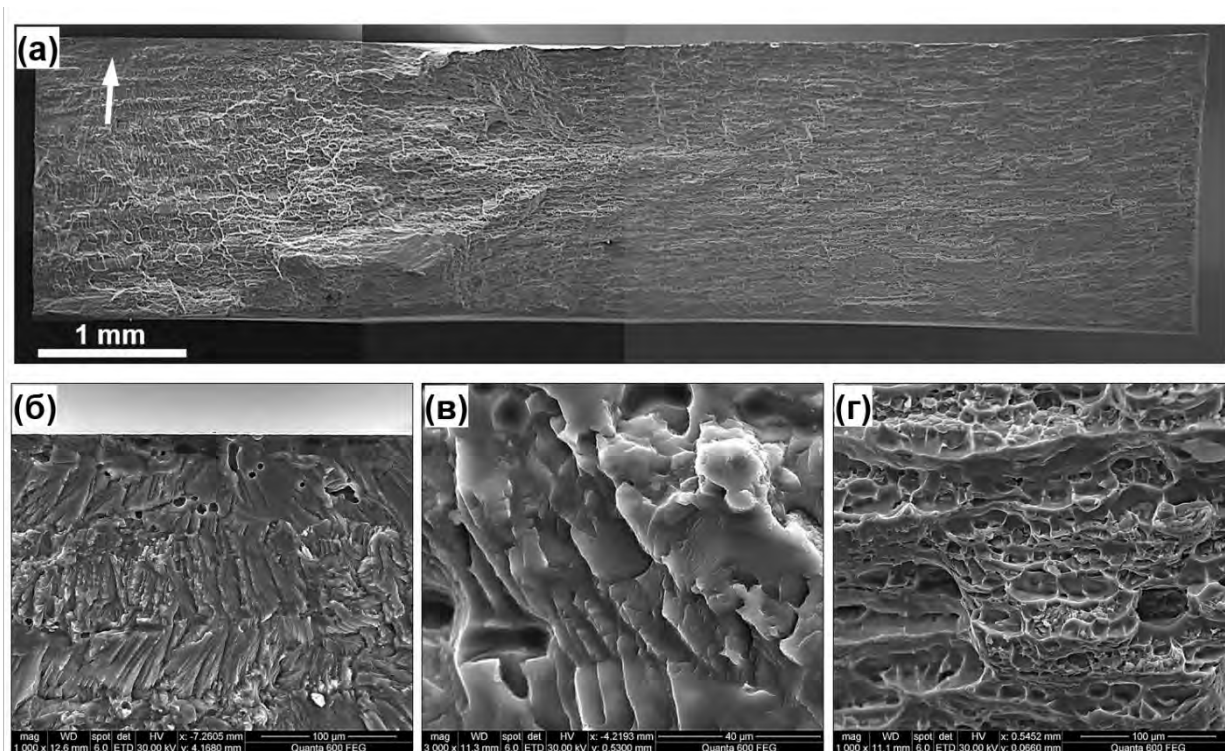


Рисунок 5.7 – Типичная поверхность разрушения образца сварного шва, испытанного при относительно высоких напряжениях и разрушенного в области термического влияния: (а) общий вид, (б) область зарождения трещины, (в) область распространения трещины и (г) область катастрофического разрушения. На рис. (а) стрелкой указано место вероятного зарождения трещины. Примечание: образец, приведенный на рисунке, был разрушен при амплитуде напряжений 94,5 МПа

Общей чертой стадий I и II являлось образование относительно гладкой поверхности разрушения, свидетельствующей о преобладании хрупкого механизма развития трещины (рис. 5.5б-в, рис. 5.6б-в и рис. 5.7б-в). С другой стороны, стадия III во всех случаях характеризовалась наличием ямочного

излома (рис. 5.5г, рис. 5.6г и рис. 5.7г), свойственного пластичному механизму разрушения и контролируемого зарождением и слиянием пор.

В целом, анализ характерных поверхностей разрушения, приведенный в данном разделе, не выявил существенных различий во всех трех рассматриваемых случаях. Исходя из этого, был сделан вывод о принципиальном сходстве процесса распространения усталостной трещины в исходном материале и сварных швах. В этой связи важно подчеркнуть, что, исходя из преобладания стадии III на общей поверхности разрушения (рис. 5.5а, рис. 5.6а и рис. 5.7а), сопротивление распространению трещины во всех случаях было относительно низким. Таким образом, усталостная прочность материалов во всех исследованных условиях, скорее всего, контролировалась процессом зарождения трещины.

5.4. Анализ усталостной прочности

Как отмечалось в разделе 1.6, усталостная прочность сварных соединений, полученных СТП, определяется следующими факторами: (а) «геометрическими» особенностями процесса сварки (т.е. образованием характерного рельефа на поверхности сварных швов, а также наличием непроваренной области в их нижней части), (б) макроскопическими дефектами сварки, (в) характером сформировавшейся микроструктуры и (г) внутренними напряжениями [186]. Поскольку сварные соединения, исследованные в данной диссертационной работе, не содержали макроскопических дефектов (рис. 3.4), а изготовленные из них образцы были тщательно отполированы для устранения «геометрических» особенностей СТП, можно предположить, что их усталостное поведение определялось лишь микроструктурой и внутренними напряжениями.

Как было предположено в разделе 5.3, усталостная прочность швов, скорее всего, управлялась процессом зарождения трещины. Считается общеизвестным, что данный процесс обычно имеет место в полосах

скольжения [206]. В этой связи, нередко предполагается, что подавление одиночного скольжения за счет измельчения микроструктуры может способствовать улучшению сопротивляемости материала образованию усталостных трещин [207–209]. Таким образом, можно предположить, что отсутствие усталостных трещин в зоне перемешивания (т.е., фактически, повышенная усталостная прочность материала в этой микроструктурной области) обусловлена формированием в ней мелкозернистой структуры в ходе СТП (рис. 3.8в).

С другой стороны, в зоне термического влияния не было выявлено существенного измельчения зёрненной структуры. В этой связи, учитывая существенное разупрочнение материала в этой микроструктурной области (рис. 3.5) вследствие огрубления частиц вторичных фаз (рис. 3.6д-е), представляется весьма необычным, что усталостное разрушение зачастую имело место не в ней, а в зоне исходного материала (таблица 5.1). Для выявления возможных причин этого необычного эффекта, в последующих двух разделах усталостное поведение швов будет проанализировано в зависимости от величины циклических напряжений.

5.4.1. Диапазон низких циклических напряжений

При относительно низких амплитудах циклических напряжений ($<94,5$ МПа), зарождение усталостной трещины, как правило, имело место в зоне исходного материала (таблица 5.1, рис. 5.3а). При этом, однако, усталостная долговечность швов существенно превосходила аналогичный показатель образцов, вырезанных целиком из исходного материала (таблица 5.1 и рис. 5.3).

Данные результаты кажутся взаимно противоречивыми. Тем не менее, их можно объяснить исходя из двух условий: (а) случайной (статистической) природой зарождения усталостной трещины и (б) относительно высоким уровнем сжимающих внутренних напряжений в зоне исходного материала

швов (рис. 5.1). В самом деле, в рассматриваемом диапазоне усталостных испытаний величина максимальных циклических напряжений не превышала 70% от предела текучести (таблица 5.1). Таким образом, представляется весьма вероятным, что процесс зарождения усталостной трещины был в значительной мере стохастическим. Поскольку доля исходного материала составляла около 60% от объема рабочей части усталостных образцов (рис. 2.5), вероятность зарождения усталостной трещины в этой микроструктурной области была наибольшей. Кроме того, относительно грубозернистая микроструктура исходного состояния (рис. 3.2), скорее всего, дополнительно способствовала этому процессу.

С другой стороны, вследствие относительно высокого уровня сжимающих внутренних напряжений, образовавшихся в ходе СТП в зоне исходного материала (рис. 5.1), материал в данной микроструктурной области должен обладать повышенной сопротивляемостью зарождению усталостной трещины. Таким образом, его усталостная прочность была выше, чем в образцах, целиком вырезанных из исходного материала.

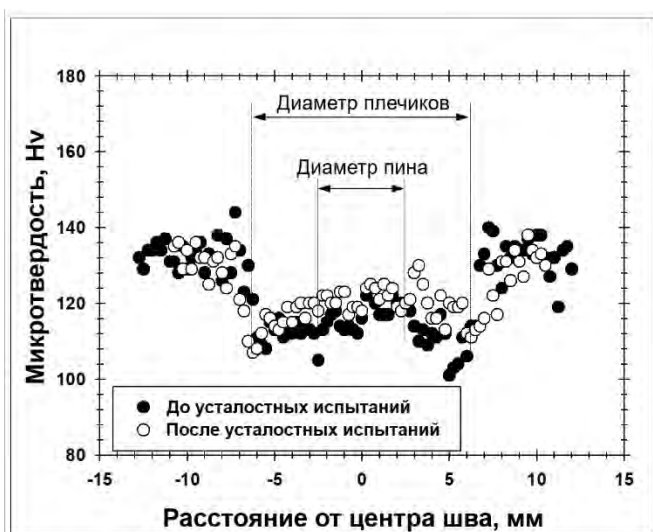
5.4.2. Диапазон высоких циклических напряжений

В диапазоне относительно высоких амплитуд усталостных напряжений ($\geq 94,5$ МПа), усталостное разрушение сварных соединений нередко имело место в зоне термического влияния (таблица 5.1, рис. 5.3а), т.е. в микроструктурной области, характеризующейся минимальной прочностью (рис. 3.5). Тем не менее, швы при этом демонстрировали уровень усталостной прочности, сопоставимый с аналогичной величиной исходного материала (рис. 5.3).

Для интерпретации этого не вполне обычного результата, необходимо иметь в виду, что максимальная величина циклических напряжений в исследуемом диапазоне составляла около 80% от предела текучести исходного материала (таблица 5.1). Учитывая относительно высокий уровень

остаточных напряжений, образовавшихся в ходе СТП (рис. 5.1), представляется весьма вероятным, что *суммарные* напряжения в этой области превысили предел текучести и, таким образом, материал подвергся локальной пластической деформации в ходе усталостных испытаний.

Для экспериментальной проверки этой гипотезы были проведены измерения микротвердости в сварных соединениях до и после испытаний на усталость. Типичный результат приведен на рис. 5.8. Как следует из этого рисунка, в зоне сварного шва имело место заметное повышение



микротвердости, которое, скорее всего, было связано с эффектом деформационного наклепа. В этом случае представляется весьма вероятным, что зарождение усталостной трещины было обусловлено предварительной пластической деформацией.

Данная идея позволяет объяснить усталостное разрушение швов в зоне термического влияния, которое нередко имело место в

ходе испытаний (таблица 5.1). Следует, впрочем, подчеркнуть, что в «оптимизированных» швах разница в прочности между зоной термического влияния и исходным материалом составляла не более 10% (рис. 3.5). С учетом данного обстоятельства, а также принимая во внимание стохастическую природу зарождения усталостной трещины, не является удивительным то, что предел усталостной выносливости сварных соединений был близок к аналогичной характеристики исходного материала (рис. 5.3), а сварные соединения нередко разрушались в зоне исходного материала (таблица 5.1).

Можно предположить, что с дальнейшим приближением величины усталостных напряжений к пределу текучести роль пластической деформации в инициации усталостной трещины будет возрастать. Как следствие прочность сварных швов в области малоциклового усталости должна быть ниже, чем в исходном материале. Данное предположение согласуется с результатами статистического анализа диаграмм усталости (рис. 5.3б).

5.5. Выводы по главе

В данной главе диссертационной работы изучались особенности механического поведения «оптимизированных» сварных соединений в условиях испытаний на усталость. Предполагалось, что сужение зоны термического влияния, а также образования существенных внутренних напряжений в ходе СТП по оптимизированному режиму способствует улучшению усталостной прочности сварных швов. На основе проведенного исследования были сделаны следующие выводы.

(1) «Оптимизированные» швы продемонстрировали прекрасную усталостную прочность, величина которой была сопоставимой (или даже превосходящей) уровень исходного материала.

(2) В диапазоне относительно низких амплитуд усталостных напряжений ($< 94,5$ МПа) разрушение сварных соединений обычно имело место в зоне исходного материала. Данный эффект был трактован в рамках стохастического представления о зарождении усталостной трещины. Следует подчеркнуть, что швы, как правило, демонстрировали более высокую усталостную выносливость, чем исходный материал. Было предположено, что этот феномен связан с относительно высоким уровнем сжимающих внутренних напряжений (до -80 МПа), образовавшихся в зоне исходного материала в ходе СТП.

(3) В диапазоне относительно высоких амплитуд циклических напряжений ($\geq 94,5$ МПа) разрушение сварных соединений зачастую наблюдалось в зоне термического влияния. Показано, что, вследствие наличия относительно больших растягивающих внутренних напряжений в этой микроструктурной области (до ~ 70 МПа), суммарные напряжения в ходе усталостных испытаний могут превысить предел текучести и, таким образом, возникновение усталостной трещины может быть обусловлено предварительной пластической деформацией. С другой стороны, вследствие относительно небольшой разницы в прочности между зоной термического влияния и исходным материалом в «оптимизированных» швах (всего около 10%), а также стохастической природы зарождения усталостной трещины, коэффициент усталостной прочности сварных соединений был близок к 100%, а сварные соединения нередко разрушались в зоне исходного материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Вследствие своей высокотемпературной природы, СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов приводит к сложным превращениям частиц вторичных фаз. В частности, в зоне термического влияния обычно имеет место их коагуляция, в то время как в зоне перемешивания частицы практически полностью растворяются. Оба этих процесса способствуют существенной деградации механических характеристик сварных соединений. В этой связи, целью данной диссертационной работы являлась разработка эффективных методов для устранения этих нежелательных эффектов и получения равнопрочных (или близких к ним) сварных соединений.

Для достижения этой цели были разработаны и экспериментально апробированы две нижеследующих *стратегии* оптимизации СТП процесса. Первая из них заключалась в оптимизации *режима* сварки для реализации сочетания условия высокой температуры сварки и минимальной длительности термического воздействия. Данная идея была основана на допущении, что получение высокопрочных сварных швов может быть обеспечено посредством интенсификации процесса растворения частиц при подавлении их коагуляции. В этом случае термический цикл СТП будет подобен обычной обработке на твердый раствор и, таким образом, восстановления прочностных характеристик швов можно будет добиться посредством обычного послесварочного старения. Более того, полагалось, что использование данного режима будет способствовать возникновению значительных сжимающих внутренних напряжений и, таким образом, повысит усталостную прочность сварных соединений.

Вторая стратегия заключалась в оптимизации *послесварочной обработки*. Альтернативным способом достижения необходимого уровня механических характеристик сварных швов является их перезакалка с последующим старением. К сожалению, высокотемпературный отжиг

сварных соединений, полученных СТП, часто ведет к аномальному росту зерен, способствуя, таким образом, деградации служебных свойств. Для подавления этого нежелательно феномена было предложено подвергнуть сварные швы небольшой холодной прокатке перед послесварочной термической обработкой. Предполагалось, что эта предварительная деформация способствует накоплению повышенной плотности дислокаций и, таким образом, последующий отжиг активизирует процесс статической рекристаллизации вместо аномального роста зерен.

В качестве модельного материала использовался термически упрочняемый Al-Mg-Si сплав АД33. Посредством проведения тщательных микроструктурных исследований и механических испытаний экспериментально показано и научно обосновано, что:

1) Сочетание высокой температуры и короткого времени термического воздействия в ходе СТП позволяет обеспечить практически полное растворение частиц упрочняющих фаз в зоне перемешивания и подавляет их коагуляцию в зоне термического воздействия. В результате, термический цикл СТП становится подобен обработке на твердый раствор и, таким образом, послесварочное старение способствует практически полному восстановлению прочностных характеристик сварных соединений. В частности, СТП при скорости вращения инструмента 1100 мин^{-1} и скорости сварки 760 мм/мин в сочетании с послесварочным старением обеспечивает получение сварных швов с коэффициентом прочности 90%;

2) Усталостная прочность сварных соединений, полученных по оптимизированному режиму, не уступает аналогичной характеристике исходного материала. В частности, предел выносливости оптимизированных сварных швов на базе 10^7 циклов составляет 76,5 МПа, тогда как в исходном материале эта величина составляет 67,5 МПа. Показано, что данный эффект связан с сужением зоны термического влияния, а также относительно

высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений, обусловленных оптимизацией режима СТП;

3) Показано, что холодная прокатка сварных соединений на 10-20% обжатия, предваряющая их термическую обработку по режиму Т6 (закалка + искусственное старение), позволяет подавить аномальный рост зерен и, тем самым, обеспечивает полное восстановление прочностных и пластических характеристик. Предположено, что данный эффект связан с активизацией рекристаллизации вместо аномального роста зерен в ходе перезакалки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Polmear I.J. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. Light alloys / I.J. Polmear. – 4th ed. – Oxford ; Burlington, MA: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006. – 421 p.
2. Cabibbo M. Influence of severe plastic deformations on secondary phase precipitation in a 6082 Al-Mg-Si alloy / M. Cabibbo, E. Evangelista, M. Vedani // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Vol. 36. – P. 1353–1364.
3. Conrad H. Transmission electron microscopy observations on the microstructure of naturally aged Al–Mg–Si alloy AA6022 processed with an electric field / H. Conrad, S. Ramachandran, K. Jung, J. Narayan // Journal of Materials Science. – 2006. – Vol. 41. – P. 7555–7561.
4. Dorward R.C. Preaging effects in Al-Mg-Si alloys / R.C. Dorward // Metallurgical Transactions. – 1973. – Vol. 4. – P. 507–512.
5. Serizawa A. Three-Dimensional Atom Probe Characterization of Nanoclusters Responsible for Multistep Aging Behavior of an Al-Mg-Si Alloy / A. Serizawa, S. Hirosawa, T. Sato // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2008. – Vol. 39. – P. 243–251.
6. Takeda M. Stability of metastable phases and microstructures in the ageing process of Al–Mg–Si ternary alloys / M. Takeda, F. Ohkubo, T. Shirai, K. Fukui // Journal of materials science. – 1998. – Vol. 33. – P. 2385–2390.
7. Matsuda K. Comparison of precipitates between excess Si-type and balanced-type Al-Mg-Si alloys during continuous heating / K. Matsuda, S. Ikeno, K. Terayama, H. Matsui, T. Sato, Y. Uetani // Metallurgical and materials transactions A. – 2005. – Vol. 36. – P. 2007–2012.
8. Bardel D. Coupled precipitation and yield strength modelling for non-isothermal treatments of a 6061 aluminium alloy / D. Bardel, M. Perez, D. Nelias, A. Deschamps, C.R. Hutchinson, D. Maisonnette, T. Chaise, J. Garnier, F. Bourlier // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 62. – P. 129–140.

9. Marioara C.D. The influence of alloy composition on precipitates of the Al-Mg-Si system / C.D. Marioara, S.J. Andersen, H.W. Zandbergen, R. Holmestad // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 36. – P. 691–702.
10. Barabash O.M. Experimental analysis and thermodynamic calculation of the structural regularities in the fusion diagram of the system of alloys Al-Mg-Si / O.M. Barabash, O.V. Sulgenko, T.N. Legkaya, N.P. Korzhova // *Journal of phase equilibria*. – 2001. – Vol. 22. – P. 5.
11. Demir H. The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy / H. Demir, S. Gündüz // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 1480-1483.
12. Matsuda K. High-resolution elemental maps for three directions of Mg₂Si phase in Al-Mg-Si alloy / K. Matsuda, T. Kawabata, Y. Uetani, T. Sato, S. Ikeno // *Journal of materials science*. – 2002. – Vol. 37. – P. 3369–3375.
13. Matsuda K. Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper / K. Matsuda, S. Ikeno, Y. Uetani, T. Sato // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 1293–1299.
14. Gallais C. Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterization and modelling / C. Gallais, A. Denquin, Y. Bréchet, G. Lapasset // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 496. – P. 77-89.
15. Murayama M. The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si / M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 239–246.
16. Wang X. The sequence of precipitation in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 / X. Wang, S. Esmaeili, D.J. Lloyd // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2006. – Vol. 37. – P. 2691–2699.
17. Matsuda K. Cube-phase in excess Mg-type Al-Mg-Si alloy studied by EFTEM / K. Matsuda, Y. Ishida, I. Mullerova, L. Frank, S. Ikeno // *Journal of Materials Science*. – 2006. – Vol. 41. – P. 2605-2610.

18. Zhen L. Precipitation behavior of Al-Mg-Si alloys with high silicon content / L. Zhen, W. D FEI, S.B. Kang, H.W. Kim // Journal of Materials Science. – 1997. – Vol. 32. – P. 1895–1902.
19. Reiso O. Melting of secondary-phase particles in Al-Mg-Si alloys / O. Reiso, N. Ryum, J. Strid // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1993. – Vol. 24. – P. 2629–2641.
20. Liu Y.L. The solidification process of Al–Mg–Si alloys / Y.L. Liu, S.B. Kang // Journal of materials science. – 1997. – Vol. 32. – P. 1443–1447.
21. Hsu C. Non-equilibrium reactions in 6xxx series Al alloys / C. Hsu, K.A.Q. O'reilly, B. Cantor, R. Hamerton // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – Vol. 304. – P. 119–124.
22. Hagström J. Mechanical properties of welded joints in thin walled aluminium extrusions / J. Hagström, R. Sandström // Science and Technology of Welding and Joining. – 1997. – Vol. 2. – P. 199-208.
23. Dickerson P.B. Quality control in aluminum arc welding / P.B. Dickerson // JOM. – 1986. – Vol. 38. – P. 47–51.
24. Lakshminarayanan A.K. Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 aluminium alloy joints / A.K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, K. Elangovan // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2009. – Vol. 40. – P. 286-296.
25. Manti R. Microstructure and hardness of Al-Mg-Si weldments produced by pulse GTA welding / R. Manti, D.K. Dwivedi, A. Agarwal // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2008. – Vol. 36. – P. 263-269.
26. Manti R. Pulse TIG Welding of Two Al-Mg-Si Alloys / R. Manti, D.K. Dwivedi, A. Agarwal // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2008. – Vol. 17. – P. 667-673.
27. Moreira P.M.G.P. Fatigue behavior of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys / P.M.G.P. Moreira, M.A.V. de Figueiredo, P.M.S.T. de Castro // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2007. – Vol. 48. – P. 169-177.

28. Boehm L. New engineering processes in aircraft construction: Application of laser-beam and friction stir welding / L. Boehm // *Glass Physics and Chemistry*. – 2005. – Vol. 31. – P. 27–29.
29. Casalino G. Study of a fiber laser assisted friction stir welding process / G. Casalino, S. Campanelli, A.D. Ludovico, N. Contuzzi, A. Angelastro // *Proc of SPIE* – 2012. – Vol. 8239 – P. 823913.
30. Hirose A. CO 2 laser beam welding of 6061-T6 aluminum alloy thin plate / A. Hirose, K.F. Kobayashi, H. Todaka // *Metallurgical and Materials transactions A*. – 1997. – Vol. 28. – P. 2657–2662.
31. Staron P. Residual Stresses in Laser Beam Welded Butt Joints of the Airframe Aluminium Alloy AA6056 / P. Staron, W.V. Vaidya, M. Koçak, J. Homeyer, J. Hackius // *Materials Science Forum*. – 2006. – Vols. 524-525. – P. 413-418.
32. Mishra R.S. Friction stir welding and processing / R.S. Mishra, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2005. – Vol. 50. – P. 1-78.
33. Friction Stir Welding: Invention, Innovation and Application [Электронный ресурс]. – URL: twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-invention-innovations-and-applications-march-2001.aspx (дата обращения: 03.01.2020).
34. Elangovan K. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy / K. Elangovan, V. Balasubramanian // *Materials & Design*. – 2008. – Vol. 29. – P. 362-373.
35. Gratecap F. Exploring material flow in friction stir welding: Tool eccentricity and formation of banded structures / F. Gratecap, M. Girard, S. Marya, G. Racineux // *International Journal of Material Forming*. – 2012. – Vol. 5. – P. 99-107.
36. Gratecap F. A simple methodology to define conical tool geometry and welding parameters in friction stir welding / F. Gratecap, G. Racineux, S. Marya // *International Journal of Material Forming*. – 2008. – Vol. 1. – P. 143-158.

37. Kumar K. The Role of Tool Design in Influencing the Mechanism for the Formation of Friction Stir Welds in Aluminum Alloy 7020 / K. Kumar, S.V. Kailas, T.S. Srivatsan // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2011. – Vol. 26. – P. 915-921.
38. Li H. Parametric finite-element studies on the effect of tool shape in friction stir welding / H. Li, D. Mackenzie, R. Hamilton // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2010. – Vol. 224. – P. 1161-1173.
39. Lorrain O. Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools / O. Lorrain, V. Favier, H. Zahrouni, D. Lawrjaniec // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2010. – Vol. 210. – P. 603-609.
40. Louro R. Effect of Tool Geometry in the Friction Stir Welding of AA6082-T651 / R. Louro, H. Gouveia, P. Brioso // *Materials Science Forum*. – 2008. – Vols. 587-588. – P. 976-980.
41. Zhang Y.N. Review of tools for friction stir welding and processing / Y.N. Zhang, X. Cao, S. Larose, P. Wanjara // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2012. – Vol. 51. – P. 250-261.
42. Scialpi A. Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy / A. Scialpi, L.A.C. De Filippis, P. Cavaliere // *Materials & Design*. – 2007. – Vol. 28. – P. 1124-1129.
43. Woo W. Influence of the Tool Pin and Shoulder on Microstructure and Natural Aging Kinetics in a Friction-Stir-Processed 6061-T6 Aluminum Alloy / W. Woo, H. Choo, D.W. Brown, Z. Feng // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38. – P. 69-76.
44. Sato Y.S. Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063 / Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33. – P. 625–635.

45. Gerlich A. Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys / A. Gerlich, M. Yamamoto, T.H. North // *Journal of Materials Science*. – 2008. – Vol. 43. – P. 2-11.
46. Cavaliere P. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding / P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 200. – P. 364-372.
47. Assidi M. Friction model for friction stir welding process simulation: Calibrations from welding experiments / M. Assidi, L. Fourment, S. Guerdoux, T. Nelson // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50. – Friction model for friction stir welding process simulation. – P. 143-155.
48. Ferro P. A. Semianalytical Thermal Model for Fiction Stir Welding / P. Ferro, F. Bonollo // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 440-449.
49. Colligan K. Material flow behavior during friction welding of aluminum / K. Colligan // *Weld J*. – 1999. – Vol. 75. – P. 229s–237s.
50. Liu F.C. In-situ material flow pattern around probe during friction stir welding of austenitic stainless steel / F.C. Liu, T.W. Nelson // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 110. – P. 354-364.
51. Cho J.-H. Modeling Friction Stir Welding Process of Aluminum Alloys / J.-H. Cho // *Metals and Materials International*. – 2008. – Vol. 14. – P. 247-258.
52. Colegrove P.A. Two-dimensional CFD modelling of flow round profiled FSW tooling / P.A. Colegrove, H.R. Shercliff // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2004. – Vol. 9. – P. 483-492.
53. Seidel T.U. Two-dimensional friction stir welding process model based on fluid mechanics / T.U. Seidel, A.P. Reynolds // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2003. – Vol. 8. – P. 175-183.
54. Reynolds A.P. Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds / A.P. Reynolds // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2000. – Vol. 5. – P. 120-124.

55. Kumar R. Material flow visualization and determination of strain rate during friction stir welding / R. Kumar, V. Pancholi, R.P. Bharti // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 255. – P. 470-476.
56. Kim J.H. Thermo-mechanical and microstructural modeling of friction stir welding of 6111-T4 aluminum alloys / J.H. Kim, F. Barlat, C. Kim, K. Chung // *Metals and Materials International*. – 2009. – Vol. 15. – P. 125-132.
57. Kim D. Numerical simulation of friction stir welding process / D. Kim, H. Badarinarayan, I. Ryu, J. Hoon Kim, C. Kim, K. Okamoto, R.H. Wagoner, K. Chung // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2. – P. 383-386.
58. Frigaard Ø. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys / Ø. Frigaard, Ø. Grong, O.T. Midling // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 1189–1200.
59. Fonda R. Development of grain structure during friction stir welding / R. Fonda // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – P. 243-248.
60. Fonda R.W. Microstructural evolution ahead of the tool in aluminum friction stir welds / R.W. Fonda, K.E. Knipling, J.F. Bingert // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 58. – P. 343-348.
61. Liu G. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum / G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure, F.R. Vega // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 37. – P. 355–361.
62. McNelley T.R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys / T.R. McNelley, S. Swaminathan, J.Q. Su // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 58. – P. 349-354.
63. Prangnell P.B. Grain structure formation during friction stir welding observed by the “stop action technique” / P.B. Prangnell, C.P. Heason // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 3179-3192.
64. Sato Y.S. Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy / Y.S. Sato, H. Kokawa, K. Ikeda, M. Enomoto, T. Hashimoto, S. Jogan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 941–948.

65. Colligan K.J. Friction stir welding for ship construction / K.J. Colligan // Contract. – 2004.
66. How you can use friction stir welded aluminium panels for your shipbuilding project | Shapes [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.shapesbyhydro.com/en/manufacturing/how-you-can-use-friction-stir-welded-aluminium-panels-for-your-ship-building-project/> (дата обращения: 03.01.2020).
67. Richter-Trummer V. Friction stir welding of aluminium alloys and damage tolerance of integral monolithic structures. / V. Richter-Trummer, S.M.O. Tavares, P. Moreira, P. de Castro // *Mechanika*. – 2008. – Vol. 73.
68. Smith C.B. Friction stir welding in the automotive industry / C.B. Smith, W. Crusan, J.R. Hootman, J.F. Hinrichs, R.J. Heideman, J.S. Noruk // *Proceedings of the TMS—Aluminum Automotive and Joining Sessions*. – 2001. – P. 175–85.
69. Dawood H.I. The influence of the surface roughness on the microstructures and mechanical properties of 6061 aluminium alloy using friction stir welding / H.I. Dawood, K.S. Mohammed, A. Rahmat, U. M.B. // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 272-283.
70. D’Urso G. The effect of process parameters and tool geometry on mechanical properties of friction stir welded aluminum butt joints / G. D’Urso, E. Ceretti, C. Giardini, G. Maccarini // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2. – P. 303-306.
71. Janaki Ramulu P. Formability Evaluation of FSW Blanks Made of Aluminum Sheet: Influence of Welding Speed and Tool Rotation Speed / P. Janaki Ramulu, R. Ganesh Narayanan, S.V. Kailash, J. Reddy // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 410. – P. 287-290.
72. Nourani M. On experimental optimization of friction stir welding of aluminum 6061: understanding processing-microstructure-property relations / M. Nourani, A.S. Milani, S. Yannacopoulos // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 79. – P. 1425-1441.

73. Record J.H. A look at the statistical identification of critical process parameters in friction stir welding / J.H. Record, J.L. Covington, T.W. Nelson, C.D. Sorensen, B.W. Webb // WELDING JOURNAL-NEW YORK-. – 2007. – Vol. 86. – P. 97.

74. Ren S.R. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy / S.R. Ren, Z.Y. Ma, L.Q. Chen // Scripta Materialia. – 2007. – Vol. 56. – P. 69-72.

75. Singh G. Modelling of the Effect of Process Parameters on Tensile Strength of Friction Stir Welded Aluminium Alloy Joints / G. Singh, K. Singh, J. Singh // Experimental Techniques. – 2014. – Vol. 38. – P. 63-71.

76. Ke L. Material flow patterns and cavity model in friction-stir welding of aluminum alloys / L. Ke, L.I. Xing, J.E. Indacochea // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2004. – Vol. 35. – P. 153–160.

77. Leal R.M. Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys / R.M. Leal, A. Loureiro // Materials Science Forum. – 2004. – Vols. 455-456. – P. 299-302.

78. Rajakumar S. Establishing empirical relationships to predict grain size and tensile strength of friction stir welded AA 6061-T6 aluminium alloy joints / S. Rajakumar, C. Muralidharan, V. Balasubramanian // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2010. – Vol. 20. – P. 1863-1872.

79. Sato Y.S. Friction stir welding (FSW) process / Y.S. Sato, H. Kokawa // Welding international. – 2003. – Vol. 17. – P. 852–855.

80. Su J.-Q. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium / J.-Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 713-729.

81. Jata K.V. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 / K.V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau // Metallurgical and materials transactions A. – 2000. – Vol. 31. – P. 2181–2192.

82. Dumont M. Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using SAXS / M. Dumont, A. Steuwer, A. Deschamps, M. Peel, P. Withers // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 4793-4801.

83. Sato Y.S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding / Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1999. – Vol. 30. – P. 2429–2437.

84. Heinz B. Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013 / B. Heinz, B. Skrotzki // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2002. – Vol. 33. – P. 489–498.

85. Lee W.B. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6005 aluminum alloy / W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung // *Materials Science and Technology*. – 2003. – Vol. 19. – P. 1513-1518.

86. Lee W.-B. Mechanical Properties Related to Microstructural Variation of 6061 Al Alloy Joints by Friction Stir Welding / W.-B. Lee, Y.-M. Yeon, S.-B. Jung // *MATERIALS TRANSACTIONS*. – 2004. – Vol. 45. – P. 1700-1705.

87. Cabibbo M. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate / M. Cabibbo, H.J. McQueen, E. Evangelista, S. Spigarelli, M. Di Paola, A. Falchero // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vols. 460-461. – P. 86-94.

88. Simar A. Microstructure, local and global mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloy 6005A-T6 / A. Simar, Y. Bréchet, B. de Meester, A. Denquin, T. Pardoen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 486. – P. 85-95.

89. Dong P. Effects of welding speed on the microstructure and hardness in friction stir welding joints of 6005A-T6 aluminum alloy / P. Dong, H. Li, D. Sun, W. Gong, J. Liu // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 524-531.

90. Paglia C.S. Microstructure, microchemistry and environmental cracking susceptibility of friction stir welded 2219-T87 / C.S. Paglia, R.G. Buchheit // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 429. – P. 107-114.

91. Dong P. Natural aging behavior of friction stir welded 6005A-T6 aluminium alloy / P. Dong, D. Sun, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 576. – P. 29-35.
92. Srinivasan P.B. Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of an AA2219 friction stir weldment / P.B. Srinivasan, K.S. Arora, W. Dietzel, S. Pandey, M.K. Schaper // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2010. – Vol. 492. – P. 631-637.
93. Arora K.S. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Aluminum Alloy AA2219 / K.S. Arora, S. Pandey, M. Schaper, R. Kumar // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2010. – Vol. 26. – P. 747-753.
94. Genevois C. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behavior for AA2024 friction stir welds / C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, B. Doisneaucottignies // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 2447-2458.
95. Jones M. Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy / M. Jones, P. Heurtier, C. Desrayaud, F. Montheillet, D. Allehaux, J. Driver // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 52. – P. 693-697.
96. Fonda R.W. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld / R.W. Fonda, J.F. Bingert // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2004. – Vol. 35. – P. 1487–1499.
97. Fonda R.W. Precipitation and grain refinement in a 2195 Al friction stir weld / R.W. Fonda, J.F. Bingert // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2006. – Vol. 37. – P. 3593–3604.
98. Sullivan A. Microstructural properties of friction stir welded and post-weld heat-treated 7449 aluminium alloy thick plate / A. Sullivan, J.D. Robson // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 478. – P. 351-360.
99. Steuwer A. A combined approach to microstructure mapping of an Al–Li AA2199 friction stir weld / A. Steuwer, M. Dumont, J. Altenkirch, S. Biroasca, A. Deschamps, P.B. Prangnell, P.J. Withers // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 3002-3011.

100. Lityńska L. TEM study of the microstructure evolution in a friction stir-welded AlCuMgAg alloy / L. Lityńska, R. Braun, G. Staniek, C. Dalle Donne, J. Dutkiewicz // *Materials Chemistry and Physics*. – 2003. – Vol. 81. – P. 293-295.
101. Shukla A.K. Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet Al–Cu–Li alloy / A.K. Shukla, W.A. Baeslack // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2009. – Vol. 14. – P. 376-387.
102. Feng X. Microstructure characterization of the stir zone of submerged friction stir processed aluminum alloy 2219 / X. Feng, H. Liu, J.C. Lippold // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 82. – P. 97-102.
103. Malopheyev S. Optimization of processing-microstructure-properties relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy / S. Malopheyev, I. Vysotskiy, V. Kulitskiy, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 662. – P. 136-143.
104. Gao C. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy / C. Gao, Z. Zhu, J. Han, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 639. – P. 489-499.
105. Rao T.S. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075–T651 aluminum alloy thick plates / T.S. Rao, G.M. Reddy, S.R.K. Rao // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2015. – Vol. 25. – P. 1770-1778.
106. Rhodes C.G. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum / C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 36. – P. 69-75.
107. Feng A.H. Microstructure and Cyclic Deformation Behavior of a Friction-Stir-Welded 7075 Al Alloy / A.H. Feng, D.L. Chen, Z.Y. Ma // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 957-971.
108. Liu H.J. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy / H.J. Liu, J.C. Hou, H. Guo // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 50. – P. 872-878.

109. Feng A.H. Microstructure and Low-Cycle Fatigue of a Friction-Stir-Welded 6061 Aluminum Alloy / A.H. Feng, D.L. Chen, Z.Y. Ma // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 2626-2641.

110. Olea C.A.W. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions / C.A.W. Olea, L. Roldo, J.F. dos Santos, T.R. Strohaecker // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vols. 454-455. – P. 52-62.

111. Surekha K. Microstructural characterization and corrosion behavior of multipass friction stir processed AA2219 aluminium alloy / K. Surekha, B.S. Murty, K.P. Rao // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 4057-4068.

112. Cai B. Friction stir weld of 2060 Al–Cu–Li alloy: Microstructure and mechanical properties / B. Cai, Z.Q. Zheng, D.Q. He, S.C. Li, H.P. Li // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 649. – P. 19-27.

113. Giles T.L. The Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of an Aluminum Lithium Alloy / T.L. Giles, K. Oh-Ishi, A.P. Zhilyaev, S. Swaminathan, M.W. Mahoney, T.R. McNelley // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40. – P. 104-115.

114. Qin H. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 Al–Li alloy / H. Qin, H. Zhang, H. Wu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 626. – P. 322-329.

115. Reddy G.M. Microstructure and mechanical property correlations in AA 6061 aluminium alloy friction stir welds / G.M. Reddy, P. Mastanaiah, K.S. Prasad, T. Mohandas // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2009. – Vol. 62. – P. 49–58.

116. Zhang H.J. Effect of Water Cooling on the Performances of Friction Stir Welding Heat-Affected Zone / H.J. Zhang, H.J. Liu, L. Yu // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2012. – Vol. 21. – P. 1182-1187.

117. Hassan Kh.A.A. Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment / Kh.A.A. Hassan, A.F.

Norman, D.A. Price, P.B. Prangnell // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 1923-1936.

118. Attallah M.M. Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment / M.M. Attallah, H.G. Salem // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 391. – P. 51-59.

119. Charit I. Abnormal grain growth in friction stir processed alloys / I. Charit, R.S. Mishra // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 58. – P. 367-371.

120. İpekoğlu G. Investigation into the influence of post-weld heat treatment on the friction stir welded AA6061 Al-alloy plates with different temper conditions / G. İpekoğlu, S. Erim, G. Çam // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2014. – Vol. 45. – P. 864-877.

121. Jana S. Effect of process parameters on abnormal grain growth during friction stir processing of a cast Al alloy / S. Jana, R.S. Mishra, J.A. Baumann, G. Grant // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – Vol. 528. – P. 189-199.

122. Chen K. The Mechanism of Grain Coarsening in Friction-Stir-Welded AA5083 after Heat Treatment / K. Chen, W. Gan, K. Okamoto, K. Chung, R.H. Wagoner // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2011. – Vol. 42. – P. 488-507.

123. Sato Y.S. Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment / Y.S. Sato, H. Watanabe, H. Kokawa // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2007. – Vol. 12. – P. 318-323.

124. Chen Y. Influence of multi-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of Al-5083 alloy / Y. Chen, H. Ding, J. Li, Z. Cai, J. Zhao, W. Yang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 650. – P. 281-289.

125. García-Bernal M.A. Influence of friction stir processing tool design on microstructure and superplastic behavior of Al-Mg alloys / M.A. García-Bernal, R.S. Mishra, R. Verma, D. Hernández-Silva // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 670. – P. 9-16.

126. Mironov S. Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds / S. Mironov, K. Masaki, Y.S. Sato, H. Kokawa // Scripta Materialia. – 2012. – Vol. 67. – P. 983-986.

127. Mironov S. Texture Produced by Abnormal Grain Growth in Friction Stir-Welded Aluminum Alloy 1050 / S. Mironov, K. Masaki, Y.S. Sato, H. Kokawa // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013. – Vol. 44. – P. 1153-1157.

128. Birol Y. Evolution of grain structure across joints in friction stir welded EN AW 5083 H111 plates during thermal exposure / Y. Birol // Materials Science and Technology. – 2013. – Vol. 29. – P. 1283-1289.

129. Liu F.C. Low-temperature superplasticity of Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing / F.C. Liu, Z.Y. Ma, L.Q. Chen // Scripta Materialia. – 2009. – Vol. 60. – P. 968-971.

130. Sharma C. Effect of post weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of Al–Zn–Mg alloy AA7039 / C. Sharma, D.K. Dwivedi, P. Kumar // Materials & Design. – 2013. – Vol. 43. – P. 134-143.

131. Goloborodko A. Friction Stir Welding of a Commercial 7075-T6 Aluminum Alloy: Grain Refinement, Thermal Stability and Tensile Properties / A. Goloborodko, T. Ito, X. Yun, Y. Motohashi, G. Itoh // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2004. – Vol. 45. – P. 2503-2508.

132. Safarkhanian M.A. Effect of abnormal grain growth on tensile strength of Al–Cu–Mg alloy friction stir welded joints / M.A. Safarkhanian, M. Goodarzi, S.M.A. Boutorabi // Journal of Materials Science. – 2009. – Vol. 44. – P. 5452-5458.

133. Liu H.J. Effect of post-processing heat treatment on microstructure and microhardness of water-submerged friction stir processed 2219-T6 aluminum alloy / H.J. Liu, X.L. Feng // Materials & Design. – 2013. – Vol. 47. – P. 101-105.

134. Kumar N. Thermal stability of friction stir processed ultrafine grained AlMgSc alloy / N. Kumar, R.S. Mishra // *Materials Characterization*. – 2012. – Vol. 74. – P. 1-10.
135. Jana S. Effect of Friction Stir Processing on Microstructure and Tensile Properties of an Investment Cast Al-7Si-0.6Mg Alloy / S. Jana, R.S. Mishra, J.A. Baumann, G.J. Grant // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41. – P. 2507-2521.
136. Cerri E. Mechanical properties evolution during post-welding-heat treatments of double-lap Friction Stir Welded joints / E. Cerri, P. Leo // *Materials & Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3465-3475.
137. Liu F.C. Investigation of superplasticity in friction stir processed 2219Al alloy / F.C. Liu, B.L. Xiao, K. Wang, Z.Y. Ma // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 4191-4196.
138. Huang Y.X. Microstructure and microhardness of aluminium alloy friction stir welds with heat treatment / Y.X. Huang, L. Wan, Z.L. Lv, S.X. Lv, L. Zhou, J.C. Feng // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2016. – Vol. 21. – P. 638-644.
139. Malopheyev S. Superplasticity of friction-stir welded Al–Mg–Sc sheets with ultrafine-grained microstructure / S. Malopheyev, S. Mironov, I. Vysotskiy, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 649. – P. 85-92.
140. Hu Z.L. The effect of postprocessing on tensile property and microstructure evolution of friction stir welding aluminum alloy joint / Z.L. Hu, X.S. Wang, Q. Pang, F. Huang, X.P. Qin, L. Hua // *Materials Characterization*. – 2015. – Vol. 99. – P. 180-187.
141. Yuan S.J. Formability and microstructural stability of friction stir welded Al alloy tube during subsequent spinning and post weld heat treatment / S.J. Yuan, Z.L. Hu, X.S. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 558. – P. 586-591.

142. García-Bernal M.A. Inhibition of abnormal grain growth during hot deformation behavior of friction stir processed 5083 Al alloys / M.A. García-Bernal, R.S. Mishra, R. Verma, D. Hernández-Silva // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 636. – P. 326-330.

143. Nelaturu P. Influence of friction stir processing on the room temperature fatigue cracking mechanisms of A356 aluminum alloy / P. Nelaturu, S. Jana, R.S. Mishra, G. Grant, B.E. Carlson // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 716. – P. 165-178.

144. Vysotskiy I. Pre-strain rolling as an effective tool for suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded 6061 aluminum alloy / I. Vysotskiy, S. Malopheyev, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 733. – P. 39-42.

145. Yadav D. Fabrication of Al-Zn solid solution via friction stir processing / D. Yadav, R. Bauri, N. Chawake // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 136. – P. 221-228.

146. Mironov S. Effect of Pre-Strain Rolling on Annealing Behavior of Friction-Stir Welded AA6061-T6 Aluminum Alloy / S. Mironov, S. Malopheyev, I. Vysotskiy, D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev // *Defect and Diffusion Forum*. – 2018. – Vol. 385. – P. 355-358.

147. Khodabakhshi F. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO₂ nanocomposites / F. Khodabakhshi, A. Simchi, A.H. Kokabi, A.P. Gerlich, M. Nosko // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 63. – P. 30-41.

148. Yadav D. Al-Ti Particulate Composite: Processing and Studies on Particle Twinning, Microstructure, and Thermal Stability / D. Yadav, R. Bauri, A. Kauffmann, J. Freudemberger // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2016. – Vol. 47. – P. 4226-4238.

149. Guo J. Effect of Nano-Particle Addition on Grain Structure Evolution of Friction Stir-Processed Al 6061 During Postweld Annealing / J. Guo, B.Y. Lee, Z. Du, G. Bi, M.J. Tan, J. Wei // *JOM*. – 2016. – Vol. 68. – P. 2268-2273.

150. Morisada Y. Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31 / Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, M. Fukusumi // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 433. – P. 50-54.

151. Mironov S. Grain Growth Behaviors in a Friction-Stir-Welded ZK60 Magnesium Alloy / S. Mironov, Y. Motohashi, R. Kaibyshev // *MATERIALS TRANSACTIONS*. – 2007. – Vol. 48. – P. 1387-1395.

152. Sun Y. Effect of abnormal grain growth on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SPCC steel plates / Y. Sun, H. Fujii // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 694. – P. 81-92.

153. Li Y.J. Effect of post-weld heat treatment on microstructures and properties of friction stir welded joint of 32Mn–7Cr–1Mo–0.3N steel / Y.J. Li, R.D. Fu, D.X. Du, L.J. Jing, D.L. Sang, Y.P. Wang // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2015. – Vol. 20. – P. 229-235.

154. Humphreys F.J. Recrystallization and related annealing phenomena / F.J. Humphreys, M. Hatherly. – 1st ed. – Oxford, OX, UK ; Tarrytown, N.Y., U.S.A: Pergamon, 1995. – 497 p.

155. Humphreys F. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—I. The basic model / F. Humphreys // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45. – P. 4231-4240.

156. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—II. The effect of second-phase particles / F.J. Humphreys // *Acta Materialia*. – 1997. – Vol. 45. – P. 5031-5039.

157. Honeycombe R.W.K. The plastic deformation of metals / R.W.K. Honeycombe. – New York: St. Martin's Press, 1968. – 477 p.

158. Ericsson M. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG / M. Ericsson // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 1379-1387.

159. Texier D. Fatigue performances of FSW and GMAW aluminum alloys welded joints: Competition between microstructural and structural-contact-fretting

crack initiation / D. Texier, F. Atmani, P. Bocher, F. Nadeau, J. Chen, Y. Zedan, N. Vanderesse, V. Demers // *International Journal of Fatigue*. – 2018. – Vol. 116. – P. 220-233.

160. Uematsu Y. Fatigue behavior of friction stir welds without neither welding flash nor flaw in several aluminium alloys / Y. Uematsu, K. Tokaji, H. Shibata, Y. Tozaki, T. Ohmune // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – Vol. 31. – P. 1443-1453.

161. Di S. Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials / S. Di, X. Yang, G. Luan, B. Jian // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vols. 435-436. – P. 389-395.

162. Lomolino S. On the fatigue behavior and design curves of friction stir butt-welded Al alloys / S. Lomolino, R. Tovo, J. DosSantos // *International Journal of Fatigue*. – 2005. – Vol. 27. – P. 305-316.

163. Dickerson T. Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws / T. Dickerson // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 1399-1409.

164. Oosterkamp A. 'Kissing bond' phenomena in solid-state welds of aluminum alloys / A. Oosterkamp, L.D. Oosterkamp, A. Nordeide // *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*. – 2004. – Vol. 83. – P. 225-S.

165. Zhou C. Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys / C. Zhou, X. Yang, G. Luan // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 418. – P. 155-160.

166. Bussu G. The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints / G. Bussu, P. Irving // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 77-88.

167. John R. Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys / R. John, K.V. Jata, K. Sadananda // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 939-948.

168. Hatamleh O. Laser and shot peening effects on fatigue crack growth in friction stir welded 7075-T7351 aluminum alloy joints / O. Hatamleh, J. Lyons, R. Forman // *International Journal of Fatigue*. – 2007. – Vol. 29. – P. 421-434.

169. Hatamleh O. A comprehensive investigation on the effects of laser and shot peening on fatigue crack growth in friction stir welded AA 2195 joints / O. Hatamleh // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – Vol. 31. – P. 974-988.

170. Fratini L. Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints: Longitudinal residual stress and microstructural effects / L. Fratini, S. Pasta, A. Reynolds // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – Vol. 31. – P. 495-500.

171. Hassanifard S. The influence of low-plasticity burnishing process on the fatigue life of friction-stir-processed Al 7075-T6 samples / S. Hassanifard, H. Mousavi, A. Varvani-Farahani // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. – 2019. – Vol. 42. – P. 764-772.

172. Li W.Y. Impact of cold spraying on microstructure and mechanical properties of optimized friction stir welded AA2024-T3 joint / W.Y. Li, N. Li, X.W. Yang, Y. Feng, A. Vairis // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 702. – P. 73-80.

173. Rodrigues D.M. Influence of friction stir welding parameters on the microstructural and mechanical properties of AA 6016-T4 thin welds / D.M. Rodrigues, A. Loureiro, C. Leitaó, R.M. Leal, B.M. Chaparro, P. Vilaça // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 1913-1921.

174. Cavaliere P. 2198 Al–Li plates joined by Friction Stir Welding: Mechanical and microstructural behavior / P. Cavaliere, M. Cabibbo, F. Panella, A. Squillace // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 3622-3631.

175. Cavaliere P. Mechanical response of 2024-7075 aluminium alloys joined by Friction Stir Welding / P. Cavaliere, E. Cerri, A. Squillace // *Journal of Materials Science*. – 2005. – Vol. 40. – P. 3669–3676.

176. Sun G. Study on small fatigue crack initiation and growth for friction stir welded joints / G. Sun, C. Wang, X. Wei, D. Shang, S. Chen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 739. – P. 71-85.

177. Maggiolini E. Friction stir welds in aluminium: Design S-N curves from statistical analysis of literature data / E. Maggiolini, D. Benasciutti, L. Susmel, D.G. Hattingh, M.N. James, R. Tovo // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. – 2018. – Vol. 41. – P. 2212-2230.

178. Kim S. Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys / S. Kim, C.G. Lee, S.-J. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 478. – P. 56-64.

179. Cavaliere P. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6056 joints produced by Friction Stir Welding / P. Cavaliere, G. Campanile, F. Panella, A. Squillace // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2006. – Vol. 180. – P. 263-270.

180. He C. Through thickness property variations in friction stir welded AA6061 joint fatigued in very high cycle fatigue regime / C. He, Y. Liu, J. Dong, Q. Wang, D. Wagner, C. Bathias // *International Journal of Fatigue*. – 2016. – Vol. 82. – P. 379-386.

181. Deng C. Correlation between micro-mechanical property and very high cycle fatigue (VHCF) crack initiation in friction stir welds of 7050 aluminum alloy / C. Deng, R. Gao, B. Gong, T. Yin, Y. Liu // *International Journal of Fatigue*. – 2017. – Vol. 104. – P. 283-292.

182. Effertz P.S. Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution / P.S. Effertz, V. Infante, L. Quintino, U. Suhuddin, S. Hanke, J.F. dos Santos // *International Journal of Fatigue*. – 2016. – Vol. 87. – P. 381-390.

183. Bisadi H. The Influence of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Al 5083 alloy Lap joint / H. Bisadi, M. Tour, A. A. // *American Journal of Materials Science*. – 2012. – Vol. 1. – P. 93-97.

184. Sato Y.S. Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050 / Y.S. Sato, H. Takauchi, S.H.C. Park, H. Kokawa // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 405. – P. 333-338.

185. Friction stir welding of aluminum alloys – Part 2 | AWS Welding Digest [Электронный ресурс]. – URL: <https://insights.globalspec.com/article/12796/friction-stir-welding-of-aluminum-alloys-part-2> (дата обращения: 30.12.2019).

186. Threadgill P.L. Friction stir welding of aluminium alloys / P.L. Threadgill, A.J. Leonard, H.R. Shercliff, P.J. Withers // International Materials Reviews. – 2009. – Vol. 54. – P. 49-93.

187. Carlone P. Longitudinal Residual Stress Analysis in AA2024-T3 Friction Stir Welding / P. Carlone, G.S. Palazzo // The Open Mechanical Engineering Journal. – 2013. – Vol. 7. – P. 18-26.

188. Sato Y.S. Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging / Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan, T. Hashimoto // Metallurgical and materials transactions A. – 1999. – Vol. 30. – P. 3125–3130.

189. Woo W. Prediction of hardness minimum locations during natural aging in an aluminum alloy 6061-T6 friction stir weld / W. Woo, H. Choo, P.J. Withers, Z. Feng // Journal of Materials Science. – 2009. – Vol. 44. – P. 6302-6309.

190. Gallais C. Multiscale Analysis of the Strength and Ductility of AA 6056 Aluminum Friction Stir Welds / C. Gallais, A. Simar, D. Fabregue, A. Denquin, G. Lapasset, B. de Meester, Y. Brechet, T. Pardoen // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2007. – Vol. 38. – P. 964-981.

191. Sato Y.S. Distribution of tensile property and microstructure in friction stir weld of 6063 aluminum / Y.S. Sato, H. Kokawa // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2001. – Vol. 32. – P. 3023–3031.

192. Field D.P. Recent advances in the application of orientation imaging / D.P. Field // Ultramicroscopy. – 1997. – Vol. 67. – P. 1-9.

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

194. Fitzpatrick M.E. Measurement Good Practice Guide No. 52. – P. 77.

195. Vysotskiy I. Unusual fatigue behavior of friction-stir welded Al–Mg–Si alloy / I. Vysotskiy, S. Malopheyev, S. Rahimi, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 760. – P. 277-286.
196. Cui L. Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints / L. Cui, X. Yang, G. Zhou, X. Xu, Z. Shen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 543. – P. 58-68.
197. Liu F.C. Influence of Tool Dimension and Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded 6061-T651 Aluminum Alloy / F.C. Liu, Z.Y. Ma // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39. – P. 2378-2388.
198. Mironov S. Effect of Welding Temperature on Microstructure of Friction-stir Welded Aluminum Alloy 1050 / S. Mironov, K. Inagaki, Y.S. Sato, H. Kokawa // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2015. – Vol. 46. – P. 783-790.
199. Vysotskiy I. Effect of pre-strain path on suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded 6061 aluminum alloy / I. Vysotskiy, S. Malopheyev, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 760. – P. 206-213.
200. Ashby M.F. The deformation of plastically non-homogeneous materials / M.F. Ashby // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. – 1970. – Vol. 21. – P. 399-424.
201. Fonda R.W. Texture development in friction stir welds / R.W. Fonda, K.E. Knipling // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2011. – Vol. 16. – P. 288-294.
202. Humphreys F.J. The deformation of particle-containing aluminium single crystals / F.J. Humphreys, M.G. Ardakani // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 42. – P. 749-761.
203. Wert J.A. Macroscopic crystal rotation patterns in rolled aluminium single crystals / J.A. Wert // *Acta Materialia*. – 2002. – Vol. 50. – P. 3127-3141.

204. Kashiwara K. Active Slip Systems Evaluated by a Crystal Rotation Axis Method in Cold-Rolled Cube-Oriented Aluminum Single Crystals / K. Kashiwara, T. Shibayanagi // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2009. – Vol. 50. – P. 2192-2200.
205. ASM Handbook: Fractography. USA: ASM International - Materials Information Society. – 1987. –Vol. 12. – 857 p.
206. ASM Handbook: Fracture and Fatigue. USA: ASM International - Materials Information Society. – 1996. – Vol. 19. – 2592 p.
207. Estrin Y. Fatigue behavior of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview / Y. Estrin, A. Vinogradov // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32. – P. 898-907.
208. Mughrabi H. Cyclic deformation and fatigue properties of very fine-grained metals and alloys / H. Mughrabi, H.W. Höppel // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32. – P. 1413-1427.
209. Vinogradov A. Fatigue life of fine-grain Al–Mg–Sc alloys produced by equal-channel angular pressing / A. Vinogradov, A. Washikita, K. Kitagawa, V.I. Kopylov // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – Vol. 349. – P. 318-326.