

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

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

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

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

БЕЛГОРОД – 2020

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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 использовании 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 и, таким образом, способствовал существенному улучшению механических характеристик.

В качестве материала исследования в данной диссертационной работе был использован сплав АД33 (АА6061 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 (АА6061).

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%*. Показано, что комбинация высокой частоты вращения инструмента и высокой скорости

* В 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.);

Публикации. Основное содержание диссертационной работы отражено в 6 статьях, опубликованных в журналах, входящих в перечень ВАК (из них 4 статьи – в журналах, входящих в первый квартиль рейтинга Scimago Journal Rank). Получены 3 патента.

Личный вклад. 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.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы из 209 источников, изложена на 112 страницах, содержит 50 рисунков и 10 таблиц.

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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы её цель, задачи, научная новизна и практическая значимость, а также представлены основные положения, выносимые на защиту.

В ПЕРВОЙ ГЛАВЕ обоснована мотивация диссертационной работы. В частности, дана краткая характеристика термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si и отмечена их неудовлетворительная свариваемость плавлением. Рассмотрена технология СТП как альтернативного метода сварки. Выделены основные преимущества этого способа сварки и указаны области его применения. Проведен подробный анализ современных представлений о влиянии СТП на микроструктуру и механические свойства термически упрочняемых алюминиевых сплавов; особый акцент сделан на усталостных характеристиках сварных соединений. Показано, что общей особенностью сварных швов этих материалов является существенный разупрочняющий эффект, связанный с коагуляцией и растворением частиц упрочняющих фаз в ходе СТП. Отмечена относительно низкая термическая стабильность микроструктуры швов, проявляющаяся в форме аномального роста зерен в ходе послесварочной термической обработки. На основе детального анализа научной литературы сформулирована цель и задачи диссертационной работы.

Во ВТОРОЙ ГЛАВЕ обоснован выбор материала для исследований и описаны экспериментальные методики.

Для проведения исследований в данной диссертационной работе использовался термически упрочняемый алюминиевый сплав АД33 (АА6061 по международной классификации), химический состав которого приведен в таблице 1. Материал был получен методом полунепрерывного литья, гомогенизирован при температуре 380 °С в течение 1 часа, а затем подвергнут экструзии при такой же температуре на 75% обжатия. Для получения состояния с максимальной прочностью, экструдированный материал был подвергнут стандартной термической обработке по режиму Т6, т.е. отжигу в течение часа при температуре 550 °С с закалкой в воду и последующему искусственному старению при температуре 160 °С в течение 8 часов.

Таблица 1 – Химический состав сплава АД33, 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.

Для выявления связи между режимами СТП и результирующими термическими циклами, была проведена серия предварительных экспериментов по измерению температур. На основании этих тестов было выбрано три режима СТП. Во всех случаях использовалась одинаковая частота вращения инструмента 1100 мин^{-1} , в то время как скорость сварки составляла 125, 380 или 760 мм/мин. Для СТП применялся инструмент с диаметром плечиков 12,5 мм и пином, высотой 1,9 мм, диаметром 5 мм и конической метрической резьбой М5. Для обеспечения провара листов на всю толщину, сварка осуществлялась с обеих сторон листов. Угол наклона инструмента относительно нормали к поверхности свариваемых пластин составлял $2,5^\circ$.

Для восстановления механических характеристик сварных соединений, последние были подвергнуты послеварочной термической обработке. Она включала в себя либо искусственное старение (отжиг при 160°C в течение 8 часов), либо перезакалку (отжиг в течение часа при 550°C с закалкой в воду) с последующим старением по аналогичному режиму. Для подавления аномального роста зерен в ходе перезакалки некоторые сварные соединения подвергались предварительной холодной прокатке. Прокатка осуществлялась при комнатной температуре на степень обжатия 10% за один проход и 20% за два прохода. Для исследования возможного влияния режима прокатки, последняя проводилась в трех направлениях: вдоль оси сварки и под углами 45° и 90° градусов к ней.

Микроструктурный анализ осуществлялся с использованием оптического микроскопа Olympus GX-71 и растровых электронных микроскопов FEI Quanta 200 3D и FEI Quanta 600, оснащенных системами анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для получения и анализа EBSD данных применялось программное обеспечение TSL OIM. Анализ частиц вторичных фаз проводился на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Измерение внутренних напряжений осуществлялось методом $\sin^2\psi$ с использованием рентгеновского дифрактометра PROTO-LXRD. Внутренние напряжения вычислялись по уширению пика {311} на Брэгговском угле $148,9^\circ$.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились по ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре с использованием испытательной машины

Instron 5882. 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. 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 шагом 250 мкм. Испытания на усталость проводились 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. Статистический анализ экспериментальных результатов осуществлялся в соответствии с ASTM E 739-91.

Исследования проводились на оборудовании центра коллективного пользования «Технологии и Материалы» ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ». Измерение внутренних напряжений проводилось в университете Стратклайд (Великобритания).

ТРЕТЬЯ ГЛАВА посвящена оптимизации режима СТП с целью получения равнопрочных (или близких к ним) сварных соединений. Идея оптимизации была основана на допущении, что для получения высокопрочных швов 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 будет подобен обычной закалке, и, таким образом, равнопрочное сварное соединение может быть получено посредством обычного послесварочного старения.

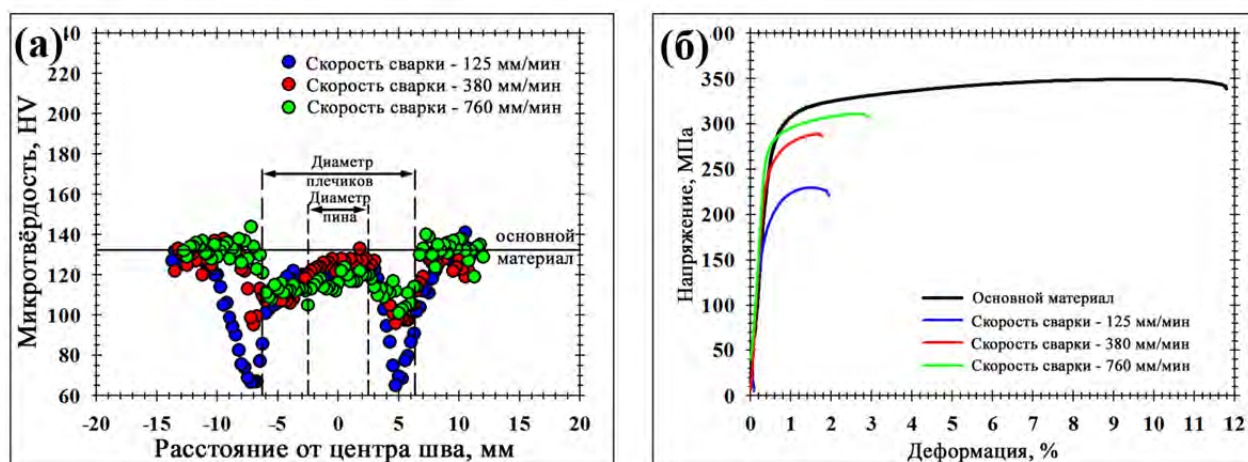


Рисунок 1 – Влияние скорости сварки на микротвёрдость (а) и диаграммы растяжения. Примечание: все сварные швы были подвергнуты послесварочному старению

В ходе предварительных экспериментов было установлено, что температура СТП в значительной мере определяется частотой вращения сварочного инструмента, возрастая с её величиной. В частности, максимальная частота, допустимая на использованной СТП машине (1100 мин^{-1}), обеспечивала температуру, достаточную для практически полного растворения частиц упрочняющих фаз. Таким образом, для полной реализации задуманной идеи было необходимо обеспечить подавление процесса коагуляции частиц в зоне термического влияния. В ходе предварительных тестов было установлено, что длительность термического цикла обратно пропорциональна скорости сварки. Исходя из этого, было предположено, что рост скорости СТП и сопутствующее сокращение времени теплового воздействия будет способствовать замедлению процесса огрубления частиц. Для проверки этой гипотезы было проведено исследование влияния скорости сварки на микроструктуру и свойства сварных соединений.

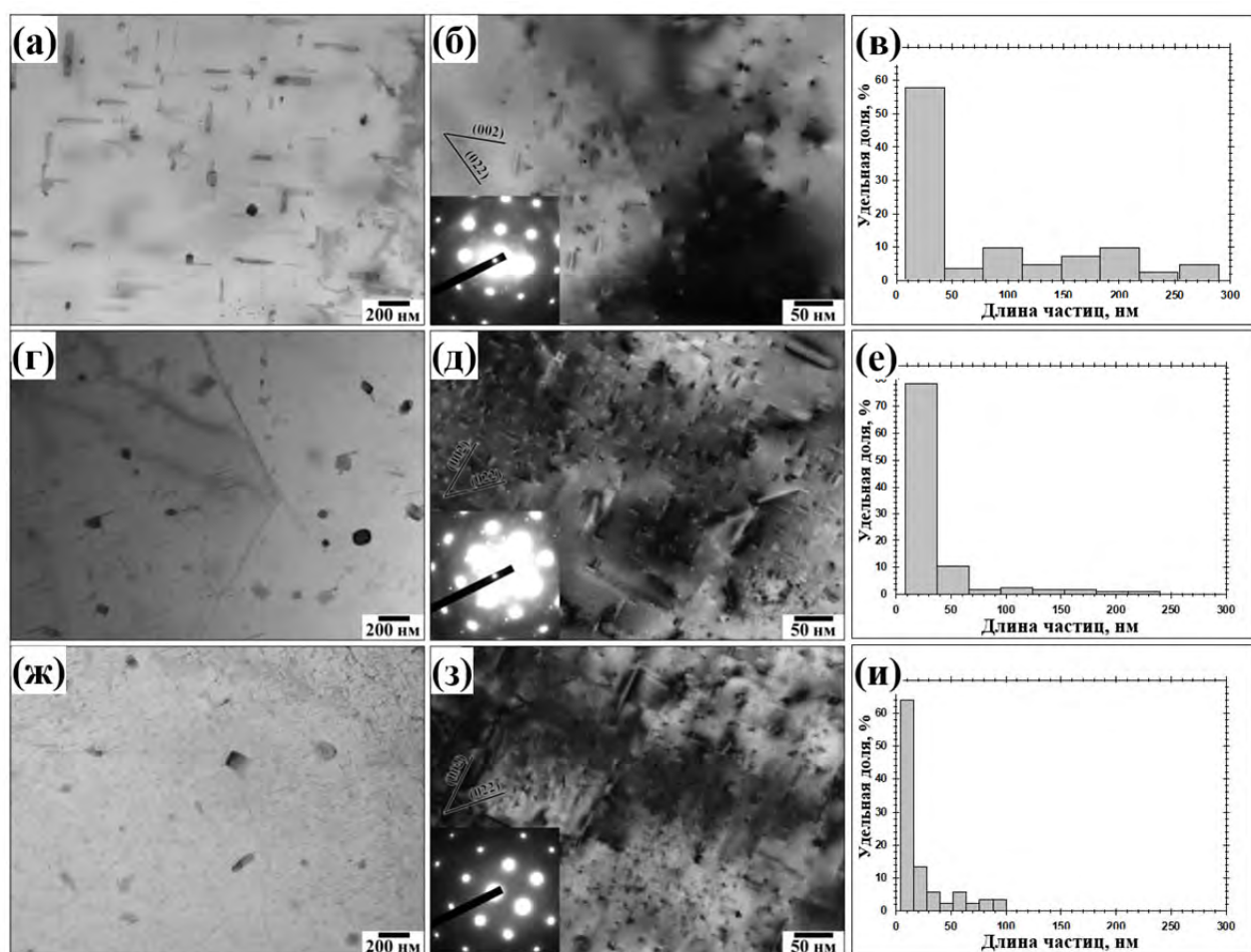


Рисунок 2 – ПЭМ микрофотографии и гистограммы распределения частиц упрочняющей фазы, сформировавшихся в зоне термического влияния после СТП при скорости 125 мм/мин (а-в), 380 мм/мин (г-е) и 760 мм/мин (ж-и) и последующего старения.

Механические испытания показали, что рост скорости СТП способствовал значительному повышению прочности (рис. 1). Для выявления микроструктурного механизма этого эффекта была исследована тонкая структура швов.

Как и ожидалось, микроструктурный анализ зоны термического влияния посредством просвечивающей электронной микроскопии выявил наличие крупных частиц стержнеобразной формы (рис. 2). Учитывая их специфическую морфологию и выравнивание вдоль оси $\langle 100 \rangle$ алюминиевой матрицы, а также относительно крупный размер (рис. 2в, е, и), эти дисперсоиды были интерпретированы как выделения β' фазы, то есть, фактически, являлись следствием коагуляции частиц β'' фазы. В этой связи важно подчеркнуть, что увеличение скорости сварки вело к постепенному сокращению фракции крупных выделений β' фазы, а также способствовало сохранению значительной доли исходных частиц β'' фазы (рис. 2ж-и). Эти микроструктурные данные свидетельствовали о подавлении коагуляции частиц упрочняющей фазы в зоне термического воздействия с увеличением скорости сварки и прекрасно коррелировали с ростом прочности (рис. 1).

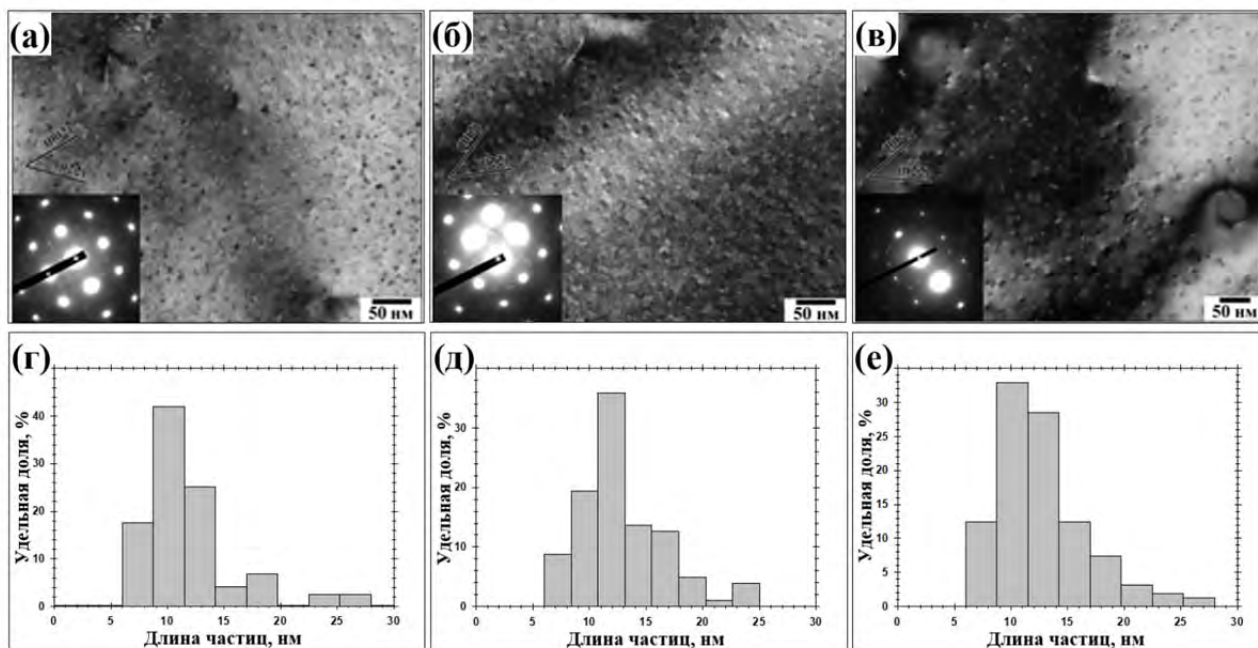


Рисунок 3 – ПЭМ микрофотографии и гистограммы распределения частиц упрочняющей фазы, сформировавшихся в зоне перемешивания после СТП при скорости 125 мм/мин (а, г) и 760 мм/мин (б, д) и последующего старения в сравнении с исходным материалом (в, е).

С другой стороны, как следует из рис. 3, послесварочное старение привело к практически полному выделению частиц β'' фазы в зоне перемешивания. Учитывая специфическую морфологию этих частиц, (в частности, наличие характерного «кофейного» контраста), их выравнивание вдоль оси $\langle 100 \rangle$

алюминиевой матрицы, а также дисперсный размер, был сделан вывод о когерентности их сопряжения с матрицей. Результаты этих наблюдений хорошо согласовались с высоким уровнем прочности материала в зоне перемешивания (рис. 1а).

Как и ожидалось, испытания сварных соединений на одноосное растяжение также выявили повышение прочности с ростом скорости сварки (рис. 1б, таблица 2). В частности, коэффициент прочности для оптимального режима сварки (1100 мин^{-1} , 760 мм/мин) составил 90%.

Таблица 2 – Механические свойства сварных соединений и исходного материала

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	
Исходный материал	350	11	-	-

С другой стороны, из таблицы также очевидно, что все сварные швы характеризовались относительно низкой пластичностью. Данный эффект был связан с локализацией деформации в зоне термического воздействия (рис. 4).



Рисунок 4 – Внешний вид образцов, вырезанных из сварных соединений и разрушенных в ходе последующих испытания на одноосное растяжение

Таким образом, проведенное исследование полностью подтвердило исходную идею. Повышение температуры СТП при одновременном сокращении продолжительности термического воздействия способствовало растворению упрочняющих частиц в зоне перемешивания, но при этом подавляло их коагуляцию в зоне термического влияния. Как следствие, послесварочное старение привело к относительно однородному выделению дисперсоидов и, таким образом, позволило в значительной мере восстановить прочностные характеристики сварных соединений.

Как отмечалось выше, альтернативным способом восстановления механических свойств сварных соединений является их перезакалка с

последующим старением (так называемая, термическая обработка Т6). В этой связи в **ЧЕТВЁРТОЙ ГЛАВЕ** рассмотрено влияние этой термической обработки на микроструктуру и механические свойства швов. Во всех случаях сварные соединения были получены по оптимальному режиму СТП, описанному в предыдущей главе, т.е. частоте вращения сварочного инструмента 1100 мин^{-1} и скорости сварки 760 мм/мин .

Микроструктура, сформировавшаяся в зоне перемешивания непосредственно в ходе СТП, была относительно мелкозернистой и характеризовалась высоким содержанием большеугловых границ (рис. 5а). Перезакалка шва привела к образованию очень специфической микроструктуры, в которой преобладали зерна неправильной формы и миллиметрового размера (рис. 5б). Важно отметить, что в материале также сохранилась небольшая фракция исходной мелкозернистой микроструктуры (стрелка на рис. 5б). Ярко выраженная бимодальность, а также исключительно грубозернистый характер сформировавшейся микроструктуры свидетельствовали об аномальном механизме роста зерен.

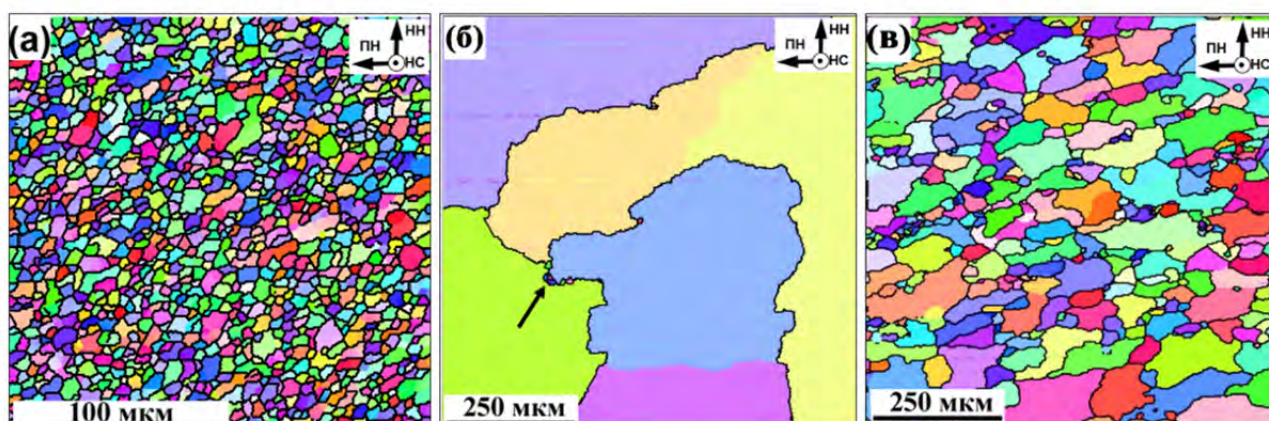


Рисунок 5 – EBSD карты, иллюстрирующие зёрненную структуру зоны перемешивания, сформировавшуюся (а) непосредственно после СТП, (б) после СТП и последующей перезакалки, и (в) после СТП, прокатки на 10% вдоль направления сварки и последующей перезакалки, Примечание: НС, НН и ПН соответствуют направлению сварки, направлению нормали и поперечному направлению

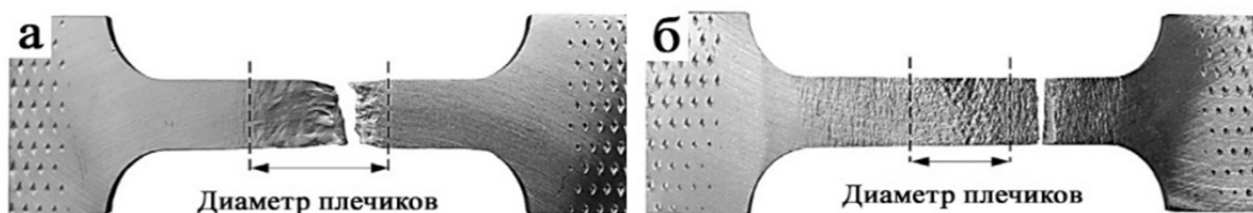


Рисунок 6 – Внешний вид образцов, вырезанных из сварных соединений и разрушенных в ходе испытаний на одноосное растяжение после: (а) перезакалки и искусственного старения, (б) прокатки вдоль направления сварки на 10% с последующей перезакалки и старения

Как и ожидалось, перезакалка швов с последующим старением способствовала полному восстановлению их прочностных свойств. Однако аномально крупнозернистая микроструктура, образовавшаяся в ходе перезакалки, способствовала локализации деформации в ходе испытаний на растяжение (рис. 6а) и, таким образом, снижала пластичности швов.

Для подавления этого нежелательного эффекта было решено предварить перезакалку холодной прокаткой на небольшие степени обжатия. Предполагалось, что это позволит значительно повысить плотность дислокаций в материале и, тем самым, создаст движущую силу для первичной рекристаллизации в ходе последующей термической обработки; в результате, удастся избежать аномального роста зерен. Как показано на рис. 5в, эти ожидания полностью оправдались. Как следствие, удалось также избавиться и от локализации деформации (рис 6б) и, таким образом, добиться практически полного восстановления пластичности.

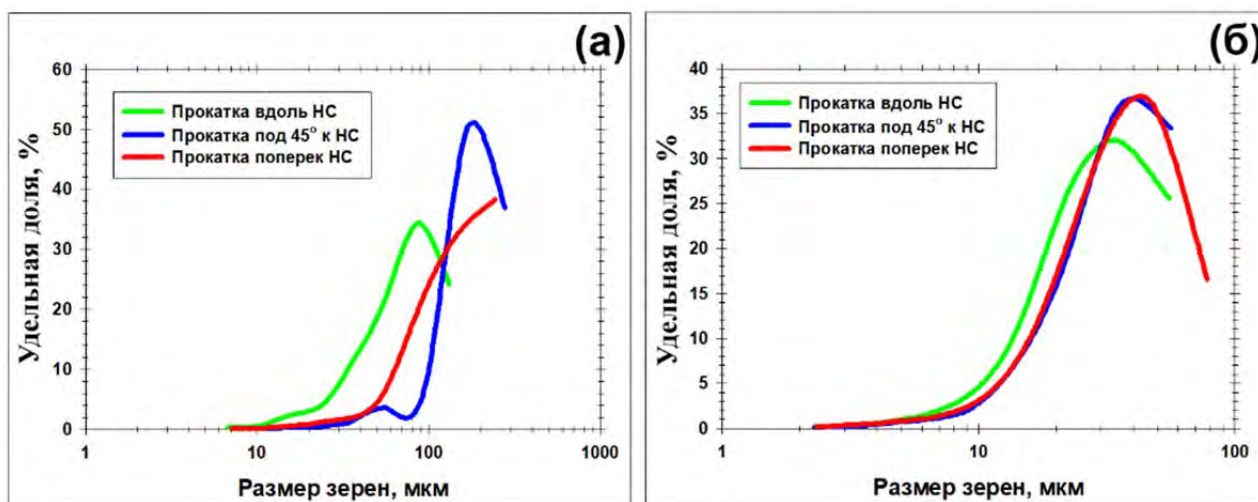


Рисунок 7 – Влияние маршрута предварительно прокатки на размер зёрен в зоне перемешивания после перезакалки и последующего старения: (а) прокатка на 10% обжатия, (б) прокатка на 20% обжатия. НС – направление сварки

Важно отметить, что эффективность предварительной прокатки существенно зависела от её маршрута. В частности, при относительно небольшой величине предварительной деформации (10% обжатия) минимальный размер рекристаллизованных зерен был получен после прокатки вдоль направления сварки (рис. 7а). На основе тщательного текстурного анализа было показано, что данный эффект мог быть связан с относительно высоким фактором Тейлора, а также низкой стабильностью кристаллографической ориентировки зерен в условиях данного маршрута прокатки. Соответственно, пластическая деформация в этом случае

сопровождалась образованием повышенной плотности геометрически-необходимых дислокаций. В свою очередь, это интенсифицировало процесс формирования зародышей рекристаллизации в ходе последующей термической обработки и, как следствие, уменьшило размер рекристаллизованных зерен.

С другой стороны, рост степени предварительной деформации до 20% обжата нивелировал влияние режима прокатки (рис. 7б). Было предположено, что данный результат был связан с насыщением плотности дислокаций при увеличении деформации.

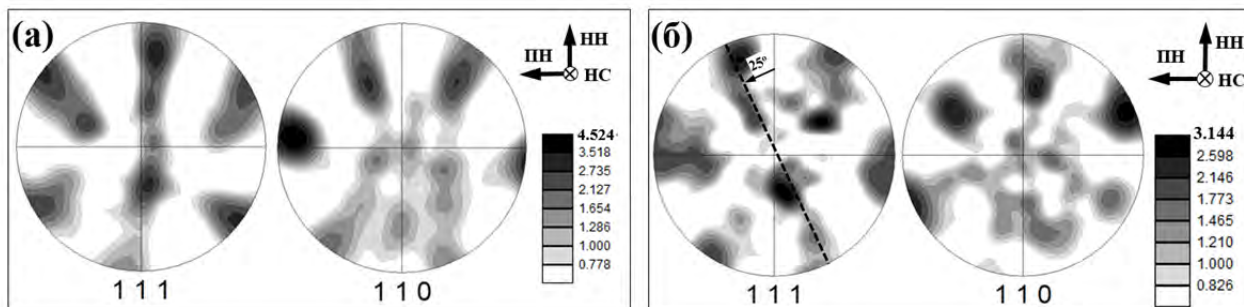


Рисунок 8 – Прямые полюсные фигуры $\{111\}$ и $\{110\}$, иллюстрирующие кристаллографическую текстуру в центральной части зоны перемешивания, сформировавшуюся (а) в ходе СТП и (б) в результате последующей прокатки и перезакалки шва (б)

Также было установлено, что рекристаллизация холоднокатаного шва сопровождалась существенными изменениями в кристаллографической текстуре. В частности, было обнаружено, что текстура, простого сдвига $\{hkl\}\langle 110\rangle$, сформировавшаяся в зоне перемешивания в ходе СТП (рис. 8а), претерпела разворот на $\sim 25^\circ$ относительно оси $\langle 111\rangle$ в ходе последующего отжига (рис. 8б). Данный феномен был интерпретирован в рамках теории ориентационного роста, т.е. связан с повышенной подвижностью границ с разориентировкой $30\text{-}40^\circ\langle 111\rangle$ в гранецентрированных кубических металлах, обеспечивающей преимущество в росте окаймляемым ими зернам.

Учитывая преимущественно циклический характер нагрузок в транспортной индустрии, в **ПЯТОЙ ГЛАВЕ** рассмотрено влияние СТП на усталостные свойства сварных соединений. Во всех случаях сварные швы были получены по оптимальному режиму СТП (т.е. частоте вращения сварочного инструмента 1100 мин^{-1} и скорости сварки 760 мм/мин) и подвергнуты стандартному послесварочному старению.

Как это обычно наблюдается в алюминиевых сплавах, на диаграммах усталости не выявлялось четко выраженной стадии насыщения (рис. 9а). 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. Иными словами, усталостная прочность швов была *выше*, чем усталостная прочность исходного материала.

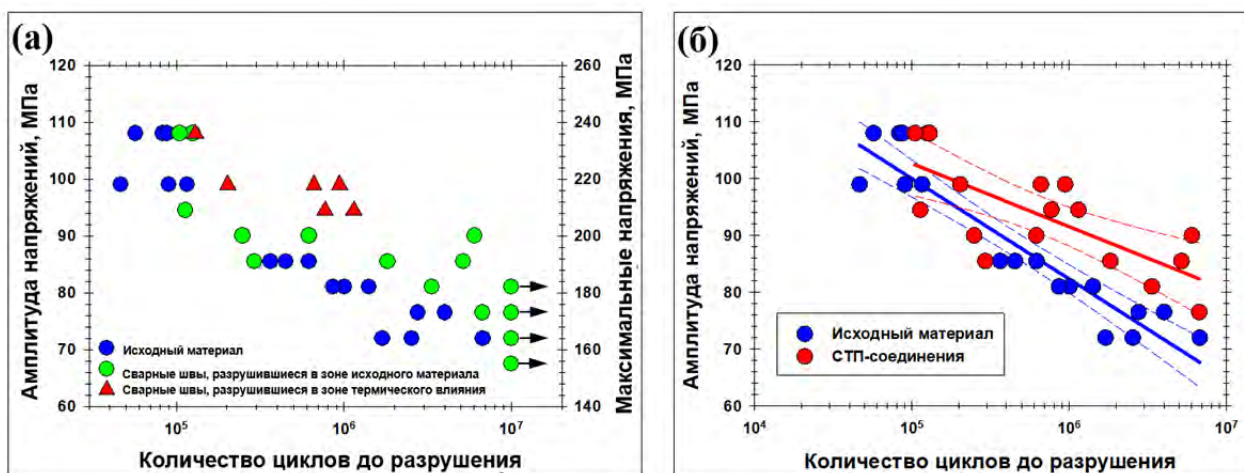


Рисунок 9 – Кривые усталости для образцов, вырезанных из исходного материала и сварных швов: (а) весь набор экспериментальных данных, (б) данные, использованные для статистического анализа. На рис. (а) стрелки соответствуют образцам, не разрушившимся в ходе испытаний. На рис. (б) сплошные линии обозначают срединные кривые, в то время как пунктирные линии очерчивают интервал доверительной вероятности 95%

Анализ поверхности разрушения во всех случаях выявил наличие трех характерных зон, соответствующих зарождению трещины, этапу её стабильного распространения и стадии катастрофического разрушения (рис. 10). Следует отметить, что микроструктурная область катастрофического разрушения во всех случаях являлась преобладающей, т.е. сопротивление распространению трещины было относительно низким. В этой связи был сделан вывод, что усталостная прочность всех исследованных материалов контролировалась зарождением трещины.

В этой связи необходимо подчеркнуть, что, согласно современным представлениям, образование усталостной трещины в сварных соединениях в значительной мере определяется остаточными (внутренними) напряжениями. Учитывая важность данного фактора, в «оптимизированных» швах было измерено распределение остаточных напряжений, сформировавшееся в ходе СТП и последующего старения (рис. 11). Было обнаружено, что, хотя выявленное распределение было достаточно сложным, зона перемешивания, в

целом, характеризовалась растягивающими напряжениями, в то время как зона исходного материала – сжимающими. Данное распределение напряжений было, очевидно, связано с локальным разогревом (и сопутствующим расширением) материала в зоне перемешивания и соответствующим сжатием в зоне исходного материала.

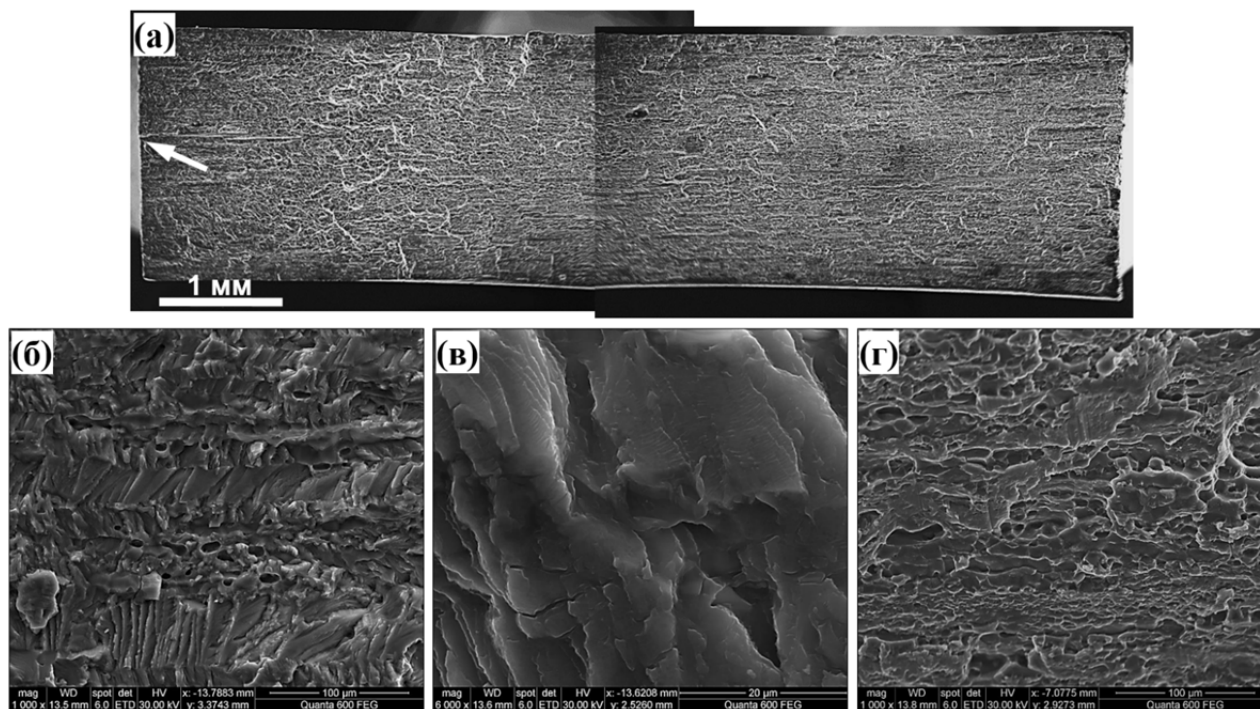


Рисунок 10 – Типичная поверхность разрушения усталостного образца, вырезанного из сварного шва: (а) общий вид, (б) область зарождения трещины, (в) область стабильного распространения трещины и (г) область катастрофического разрушения. На рис. (а) стрелкой указано место вероятного зарождения трещины.

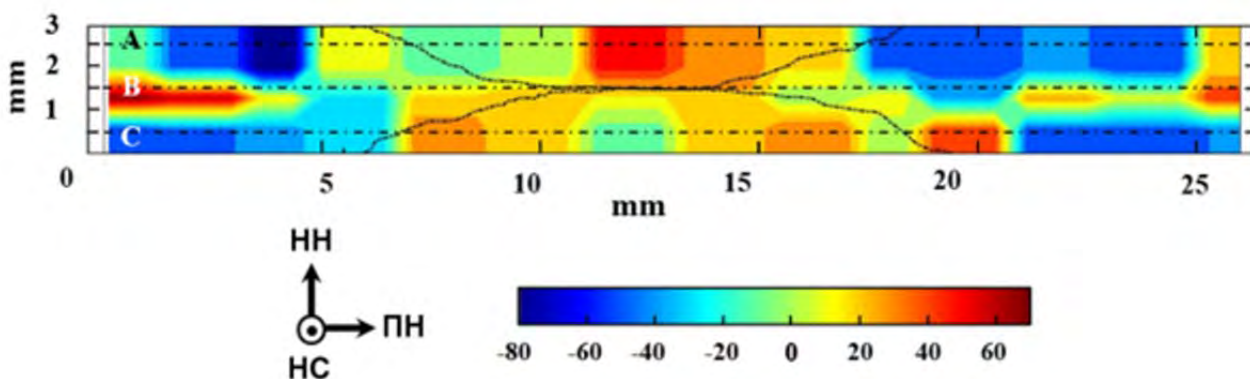


Рисунок 11 – Карта распределение остаточных напряжений в сварном шве, измеренная в поперечном направлении. НС- направление сварки, ПН-поперечное направление, НН-направление нормали

Характерной особенностью усталостного поведения сварных соединений при относительно низких амплитудах напряжений ($<94,5$ МПа) было

преимущественное разрушение в зоне исходного материала (рис. 9а). При этом, однако, усталостная долговечность швов была выше, чем у образцов, целиком вырезанных из исходного материала (рис. 9б). Этот не вполне обычный результат можно объяснить, исходя из двух предпосылок: (а) случайной природы зарождения усталостной трещины и (б) относительно высокого уровня сжимающих остаточных напряжений в зоне исходного материала сварных соединений (рис. 11). Действительно, в рассматриваемом диапазоне усталостных испытаний максимальная величина приложенных напряжений не превышала 60-70% от квазистатического предела текучести. В этой связи представляется весьма вероятным, что процесс зарождения усталостной трещины был в значительной мере стохастическим. Поскольку зона исходного материала составляла свыше 60% от объема рабочей части усталостных образцов, вероятность образования трещины в ней была наибольшей. С другой стороны, вследствие относительно высокого уровня внутренних сжимающих напряжений, образовавшихся в ходе СТП (рис. 11), материал в этой микроструктурной зоне должен был обладать повышенной сопротивляемостью зарождению усталостной трещины. Таким образом, его усталостная прочность была выше, чем в образцах, целиком вырезанных из исходного материала.

При относительно высоких амплитудах усталостных напряжений ($\geq 94,5$ МПа), сварные соединения зачастую разрушались в зоне термического влияния (рис. 9а), то есть, в микроструктурной области, характеризующейся минимальной твердостью (рис. 1а). Для интерпретации этого результата необходимо иметь в виду, что максимальная величина циклических напряжений в этом случае составляла около 90% от квазистатического предела текучести. Учитывая относительно высокий уровень остаточных напряжений,

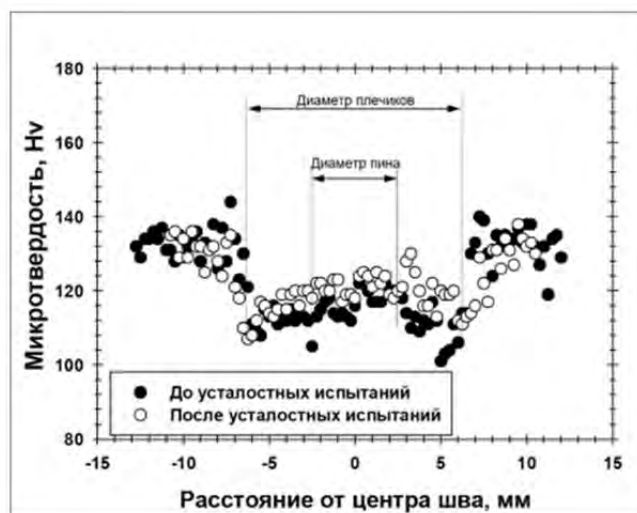


Рисунок 12 — Влияния малоцикловых усталостных испытаний на микротвердость сварного шва

образовавшихся в зоне термического влияния в ходе СТП (рис. 11), представляется весьма вероятным, что суммарные напряжения в этой области превышали предел текучести и, таким образом, материал испытывал пластическую деформацию в ходе усталостных испытаний.

Для экспериментальной проверки этой гипотезы было проведено сравнение

микротвердости сварных соединений до и после испытаний, как показано на рис. 12. Как следует из него, в зоне сварки имел место заметное повышение микротвердости, которое (скорее всего) и было связано с эффектом наклепа. Таким образом, представляется весьма вероятным, что зарождение усталостной трещины было обусловлено предварительной пластической деформацией. Следует, впрочем, подчеркнуть, что в «оптимизированных» сварных соединениях разница в прочности между зоной термического влияния и исходным материалом составляла всего около 10% (рис. 1а). С учетом данного обстоятельства (а также принимая во внимание стохастическую природу образования усталостной трещины), не удивительно, что сварные швы также нередко разрушались и в зоне исходного материала (рис. 9а). Можно предположить, что с дальнейшим приближением величины усталостных напряжений к квазистатическому пределу текучести, роль пластической деформации в инициации усталостного разрушения должна возрастать. Как следствие прочность сварных соединений в условиях малоциклового усталости должна быть ниже, чем в исходном материале. Данное предположение согласуется с результатами статистического анализа диаграмм усталости (рис. 9б).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ:

1. Показано, что сочетание высокой температуры и короткого времени термического воздействия в ходе СТП термически упрочняемого алюминиевого сплава АД33 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. Установлено, что 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 $76,5 \text{ МПа}$, тогда как в исходном материале эта величина составляет $67,5 \text{ МПа}$. 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ ИЗЛОЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ РАБОТАХ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В НАУЧНЫХ ЖУРНАЛАХ, ВХОДЯЩИХ В ПЕРЕЧЕНЬ ВАК:

1. 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.

2. **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.

3. **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.

4. **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.

5. **Высоцкий И.В.** Оптимизация процесса сварки трением с перемешиванием алюминиевого сплава АА6061-Т6 / И.В. Высоцкий, С.С. Малофеев, С.Ю. Миронов, Р.О. Кайбышев // Физическая мезомеханика. – 2019. – т. 22. - №6. – С. 58-83.

6. 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.

Патенты:

1. Патент № RU 2647043 C2: Способ изготовления долговечного инструмента для сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов/ Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Тагиров Д.В., Кайбышев Р.О.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»). - №2016129181; заявл. 18.07.2016; опубл. 13.03.2018, Бюл. №8

2. Патент № RU 174354 U1: Инструмент для сварки трением с перемешиванием/ Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Тагиров Д.В., Кайбышев Р.О.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»). - №2016145659; заявл. 22.11.2016; опубл. 11.10.2017, Бюл. №29

3. Патент № RU 2709908 C1: Способ получения сварных соединений термоупрочняемых алюминиевых сплавов с высоким пределом выносливости: / Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Тагиров Д.В., Кайбышев Р.О.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»). - №2019116542; заявл. 29.05.2019; опубл. 23.12.2019, Бюл. №36