

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ  
ИНСТИТУТ ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ И ПРИКЛАДНОЙ МЕХАНИКИ  
ИМ. С.А. ХРИСТИАНОВИЧА СИБИРСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ  
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

Маликов Александр Геннадьевич  
**УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИКОЙ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА  
ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ  
ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

1.1.9 – механика жидкости, газа и плазмы

**ДИССЕРТАЦИЯ**  
на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Научный консультант:  
д.ф.-м.н., профессор Оришич А.М.

Новосибирск – 2021 год

## Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	6
Глава 1. Лазерная сварка алюминиевых сплавов, анализ состояния исследований .....	27
1.1 Основные принципы технологии лазерной сварки .....	27
1.2 Термически упрочняемые алюминиевые сплавы. ....	35
1.3 Лазерная сварка термически упрочняемых алюминиевых сплавов. ....	43
1.3.1 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg.....	43
1.3.2 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Li.....	45
1.3.3 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Li.....	46
1.3.4 Методы повышения механических свойств лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов. ....	52
1.4 Выводы по главе 1 .....	56
Глава 2. Материалы и методы исследований. ....	58
2.1. Выбор термически упрочняемых алюминиевых сплавов.....	58
2.2. Экспериментальная установка и диагностическое оборудование .....	62
2.3 Выводы по главе 2.....	78
Глава 3. Исследование формирование сварного шва и его характеристик в результате лазерного воздействия.....	80
3.1 Оптимизация по энергетическим параметрам. ....	81
3.2 Металлографические исследования лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов. ....	87
3.3 Исследование механических характеристик лазерных сварных соединений при различных температурах при статическом испытании на растяжение. ....	94
3.4 Исследование поверхности разрушения швов лазерных сварных соединений при различных температурах после статических испытаний на растяжение.....	104
3.5 Холодное прессование с разными степенями пластической деформации сварных швов, полученных при оптимальных режимах сварки.....	108
3.6 Выводы по главе 3.....	117

Глава 4. Оптимизация фазового состава и достижение оптимальных механических свойств за счет пост термообработки в виде закалки и искусственного старения лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов.....	119
4.1 Лазерные сварные соединения сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg .....	119
4.1.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственного старения сварных соединений алюминиевого сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg .....	119
4.1.2. Микроструктурные исследования .....	123
4.1.3 Фазовый анализ лазерных сварных соединений .....	133
4.2 Лазерные сварные соединения сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li.....	137
4.2.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li .....	138
4.2.2 Микроструктурные исследования.....	147
4.3 Лазерные сварные соединения сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.6Li.....	154
4.3.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li .....	154
4.3.2 Структурно-фазовый анализ лазерных сварных с соединений без и после оптимальной термообработки. ....	165
4.4 Лазерные сварные соединения сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li.....	176
4.4.1 Оптимизация процесса термической обработки (закалка и искусственное старение) сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li .....	176
4.4.2 Структурно-фазовый анализ лазерных сварных с соединений без и после оптимальной термообработки. ....	187
4.5 Лазерные сварные соединения сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li. .....	194

4.5.1	Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li. ....	194
4.5.2.	Структурно-фазовый анализ лазерных сварных с соединений без и после оптимальной термообработки. ....	203
4.6.	Лазерные сварные соединения сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li .....	224
4.6.1	Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li .....	224
4.6.2	Структурно-фазовый анализ лазерных сварных с соединений без и после оптимальной термообработки. ....	234
4.7	Выводы по главе 4.....	241
Глава 5.	Малоцикловых испытаний термообработанных сварных соединений на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при температурах -60, +20,+85 °С.....	243
5.1.1	Исследование лазерных сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li.....	245
5.1.2	Исследование структуры поверхностей разрушения сварных швов с термообработкой и без нее после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах. ....	250
5.2.1	Исследование лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li.....	259
5.2.2	Исследование структуры поверхностей разрушения сварных швов с термообработкой и без нее после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах. ....	261
5.3.1	Исследование лазерных сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li.....	265



5.3.2 Исследование структуры поверхностей разрушения термообработанных сварных швов после проведения малоцикловых испытаний при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах. ....	271
5.4. Выводы по главе 5.....	276
Глава 6. Механика структурно-фазового состав лазерных сварных соединений.	278
6.1 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg до и после оптимальной термообработки.....	278
6.2 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li до и после оптимальной термообработки .....	289
6.3 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li до и после оптимальной термообработки .....	298
6.4 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В- 1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li до и после оптимальной термообработки .....	305
6.5 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li до и после оптимальной термообработки. ....	322
Выводы по главе 6.....	335
Глава 7 Обобщение результатов исследований и влияния легирующих элементов Mg, Cu, Li на механику структурно-фазового состава и механические характеристики сварного шва. ....	336
Выводы по главе 7.....	360
Заключение .....	361
Список используемой литературы. ....	367
Приложение 1 .....	389
Приложение 2 .....	390

## ВВЕДЕНИЕ

### Актуальность темы исследования

Постоянное развитие аэрокосмической промышленности направлено на совершенствования весовой эффективности конечного изделия. Снижение веса и стоимости производства — наиболее сложная технологическая задача в области совместных разработок, как новых материалов, так и перспективных технологий соединения этих материалов, в изделиях авиационной и космической техники. В аэрокосмической промышленности применяются металлические сплавы, которые постоянно совершенствовались в течение прошлого века и в настоящее время составляют около 80% от массы современных самолетов. В настоящее время металлические сплавы сталкиваются с жесткой конкуренцией со стороны композитных (углеродно-волокнистых, стеклопластиков, органопластиков и др.) материалов, что побуждает производителей авиационных сплавов разрабатывать более эффективные сплавы для решения задач, стоящих перед развивающимся рынком аэрокосмической техники. Это приводит к развитию научного и технологического интереса в области, как производства новых видов сплавов, так и технологий их соединения.

Одной из актуальнейших проблем современного развития авиакосмической техники является замена технологии заклепочного соединения современных Al сплавов при создании сложных деталей, обладающих уникальными эксплуатационными характеристиками, работающих в условиях высоких термических и механических нагрузок, с применением новых высокопроизводительных, материалосберегающих технологий, обеспечивающих заданные механические характеристики. Технология заклепочного соединения характеризуется длительным производственным циклом из-за высокой ручной нагрузки, необходимой для сверления отверстий и установки заклепок, процесс сопровождается шумом и вибрацией. Автоматизация процесса не приводит к увеличению производительности. Кроме того, при использовании заклепочной технологии детали соединяются внахлест, что приводит к повышению

материалоемкости и веса конструкции, а также к необходимости принимать специальные меры для герметизации изделий. Поскольку сборка конструкционных изделий с помощью клепки является значительным элементом затрат, рентабельные методы соединения с высокой степенью автоматизации представляют большой интерес для аэрокосмической отрасли. К таким технологиям относятся сварка. По оценкам экспертов из Всероссийского научно-исследовательского институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ) замена заклепочных соединений на сварные с использованием алюминиево-литиевых сплавов обеспечит снижение веса конструкции летательного объекта до 25 %. Компания Airbus называет это “мягкой революцией” в авиа и ракетостроении.

Разрабатываются новые методы соединения изделий из алюминиево-литиевых сплавов на основе сварки плавлением (лазерная сварка, аргоно-дуговая сварка, электроннолучевая сварка) и сварки трением с перемешиванием. Каждая из технологий создания неразъёмных соединений обладает своими достоинствами и недостатками. Основные научные результаты исследований показали, что существует проблема, состоявшая в том, что статически механические характеристики (временное сопротивление на разрыв, предел текучести и относительное удлинение) сварных соединений современных Al-Li термически упрочняемых сплавов авиационного назначения, оставались низкими и составляла 50-80 % от значений исходного сплава. Причины столь значительного снижения прочностных характеристик сварных соединений, не зависимо от метода сварки, к моменту начала данной работы установлены не были. Предполагалось влияние выгорания легирующих материалов, формирование пор, горячих трещин и т.п. Полномасштабная оптимизация режимов лазерного воздействия не проводилась, что и обуславливало влияние данных эффектов. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений, являются принципиальными важными для авиа и ракетостроения, что и обуславливало применение заклепок вместо сварки

Лазерная сварка, как высокоскоростной и легко управляемый процесс, позволяет выполнять сварку деталей сложных геометрических форм, оптимизированных с точки зрения механической жесткости, прочности, скорости производства и визуального качества. Использование лазерной сварки вместо технологии заклепочного соединения приведет к уменьшению конечного веса изготовленной конструкции из-за удаления ненужных перекрытий материала, заклепок и герметика между соединяемыми деталями, а также увеличит производительность процесса за счет высокой скорости сварки. Лазерная сварка, обладает рядом преимуществ. Высокая концентрация энергии и небольшая величина пятна нагрева позволяют получать швы с объемом сварочной ванны в несколько раз меньше, чем при дуговой сварке. Снижение объема расплава и получение швов с большим отношением глубины проплавления к ширине шва (примерно на порядок по сравнению с дуговой сваркой) позволяют уменьшить деформацию деталей примерно в 10 раз, что, в свою очередь, приводит к значительной экономии металла за счет уменьшения размеров допусков. Уменьшение ширины шва в 2–5 раз позволяет расширить ассортимент деталей, для которых из-за термовлияния или компактности существуют ограничения на размеры мест, где может быть расположен сварной шов. Высокая производительность достигается за счет скорости сварки, которая в несколько раз превышает скорости сварки трением с перемешиванием и дуговой сварки, и экономии времени на правку после сварки. Жесткий термический цикл с высокими скоростями нагрева и охлаждения дает возможность существенно сократить зону термического влияния. Так же лазерная сварка имеет преимущество перед электроннолучевой сваркой, выполняющейся в вакууме и требующей сложного оборудования при сварке длинных частей фюзеляжа. От сварки трением с перемешиванием лазерная сварка отличается более высокой скоростью процесса и технологичностью при изготовлении сложных конструкций. Кроме этого, лазерная сварка позволяет создавать Т-образные соединения в отличие от сварки трением с

перемешиванием, что актуально при создании неразъёмного соединения между стрингером и фюзеляжем самолета.

### **Степень разработанности темы исследований**

В последние десятилетия российские и зарубежные исследователи ведут активную работу по созданию высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения. Значительный вклад в эту область исследований внесли следующие научные группы: МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва (Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И), ФГУП «ВИАМ» (Антипов В.В., Пантелеев М.Д., Скупов А.А.), ИЛиСТ г. Санкт-Петербург (Туричин Г.А.), ОАО «НИАТ» (Блинков В.В.), ИФПМ СО РАН (Колубаев Е.А. Сараев Ю.Н.), Fraunhofer Institute for Laser Technology ILT in Aachen, Germany (Dirk Dittrich, and et.); Institute of Materials Research, Helmholtz-Zentrum, Germany. (Kashaev N. and et.,) State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin, China (Huijie Liu), Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing, China (Xinyi), Southwest Jiaotong University, Chengdu, China (Wu Shengchuan), School of Materials University of Manchester Manchester UK (Yingta Tian), Department of Mechanical Engineering, Imperial College London, South Kensington Campus, London (Joseph Ahn), Институт электросварки им Е.О. Патона Украина (Шелягин В.И., Хаскин В.Ю.) и др.

Основные научные результаты исследований показали, что существует проблема, состоявшая в том, что статически механические характеристики (временное сопротивление на разрыв, предел текучести и относительное удлинение) лазерных сварных соединений, которые непосредственно связаны со структурными и фазовыми изменениями исходного материала в результате лазерного воздействия оставались низкими и составляла 50-80 % от значений исходного сплава. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений, являются принципиальными важными для авиа и ракетостроения. На этапе проектирования конструкций самолета крайне важно знать механические свойства сварного соединения при растяжении, которые часто

коррелирует с вязкостью разрушения и усталостной прочностью. Слабо установлено влияние структурно фазового состава сварного шва на механические свойства лазерных сварных соединений. Фазовый состав зоны плавления сварного шва зависит от исходного фазового состава материала, соотношения концентрации основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, а также от использования присадочного материала в процессе сварки. Кроме этого, распределение упрочняющих фаз в твердом растворе и на границах дендрита в сварном шве может быть различно, и отличаться от основного сплава. Факт наличия упрочняющих фаз в сварном шве не позволяет выявить связь с изменением механических характеристиках, в первую очередь снижением прочности.

Получение высокопрочных лазерных сварных соединений представляет собой актуальную научную задачу, решение которой представлены в диссертационной работе.

Данная работа впервые направлена на решение комплексной научной проблемы, связанной с достижением максимальных статических механических характеристик неразъемных лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и нового класса материалов – Al-Li сплавов третьего поколения и – за счет управления структурой и фазовым составом сварного шва в результате оптимизации процесса лазерного воздействия, последующей оптимизации пост термообработки в виде закалки и искусственного старения и впервые применяемого контроля эволюции структурно-фазового состава сварного шва алюминиевых сплавов, за счет применения современного независимого метода диагностики: дифрактометрии синхротронного излучения в сочетании с комплексной оценкой физико-механических, технологических и функциональных свойств.

В работе разработаны научные основы и технологические приемы, позволяющие получать при лазерной сварке авиационных сплавов механические характеристики и структурно-фазовый состав соединений, близкие к исходному сплаву в состоянии поставки. Впервые разработана комплексная технология на

основе лазерной сварки, пост термомеханической обработки, позволяющая получать механические характеристики неразъёмных сварных соединений при статических испытаниях авиационных сплавов близких или равных исходному материалу в состоянии поставки.

**Цель работы является проведение фундаментальных исследований по созданию научных основ технологии лазерной сварки термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения для достижения максимальных статических механических характеристик (временная прочность, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) близких или равных параметрам исходным сплавов и установление закономерностей изменения структуры, эволюции фазового состава после воздействия лазерного излучения и последующей термомеханической постобработки.**

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Исследование научно-технологических принципов оптимального взаимодействия высокоэнергетического лазерного излучения с современными термически упрочняемыми алюминиевыми и алюминиево-литиевыми сплавами систем Al-Cu-Mg, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li.

2. Исследование возможностей эффективного управления характеристиками лазерного излучения, определение способов оптимального ввода лазерного луча в зону сварки с целью оптимизации термического цикла сварки и получения бездефектной структуры сварных соединений.

3. Всестороннее исследование эволюции фазового состава сварного шва на основе современных методов высокоразрешающей электронной микроскопии и впервые с использованием синхротронного излучения.

4. Разработка физических механизмов управление структурно-фазовым составом сварного шва для получение высокопрочных неразъёмных лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

5. Разработка методов постобработки сварного соединения на основе термообработки (закалка + искусственное старение) и холодного прессования с

разными степенями пластической деформации для повышения механических характеристик

6. Проведение оптимизации термической обработки и комплексной оценки механических свойств лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

7. Раскрытие сути физических явлений при изучении основ формирования упрочняющих фаз в твердом растворе сварного шва при воздействии мощного лазерного излучения и последующей оптимальной термообработки термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

8. Проведение малоцикловых испытаний качественных сварных соединений на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.

Комплексность задач работы обуславливается выполнением как фундаментальных исследований физики взаимодействия лазерного излучения с веществом, развитием нового научного направления – лазерная микрометаллургия, изучением динамики фазовых, микро и нано структурных превращений в процессе формирования сварного шва и последующей термической обработки для разработки технологии лазерной сварки с максимальными механическими свойствами, так и использованием методов и подходов на основе применения независимых самых современных методов диагностики, включая и впервые применяемую методику для Al сплавов на основе синхротронного излучения для улучшения важных в практическом отношении механических и технологических свойств сварного шва и с целью создания эффективного метода соединения термически упрочняемых алюминиевых сплавов в изделиях перспективной техники авиационного и космического назначения.

### **Научная новизна работы**

1. Впервые созданы научные основы технологии лазерной сварки современных термически упрочняемых алюминиевых сплавов, которые позволили



получить прочностные свойства сварных соединений близких или равных исходным сплавам.

2. Впервые на основе комплексного подхода, включающего оптимизацию процесса лазерной сварки и последующей оптимизации термической обработке (закалку и искусственное старение) удалось реализовать замкнутый цикл фазовых превращений в лазерных сварных соединениях алюминиевых сплавов: Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li; 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

3. Впервые показано, что, управляя параметрами пост термической обработки образцов со сварным соединением всех исследованных термически упрочняемых алюминиевых сплавов, возможно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств сварного шва за счет изменения структурно-фазового состава.

4. Впервые для исследования эволюции фазового состава сварного шва в исходном состоянии и после оптимальной термообработки термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов марки Д16Т, 1424, 1441, В-1461, В-1469 применено синхротронное излучения с использованием установки класса «мегасайенс» ИЯФ СО РАН, что позволило с высоким разрешением измерить распределение фазового состава поперек шва на всех этапах исследований.

5. Впервые по результатам экспериментальных исследований, на основе оптимизации процесса закалки и закалки с последующим искусственным старением построены 3D-карты механических свойств образцов со сварным соединением (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения всех исследуемых сплавов.

6. Впервые четко экспериментально показано, что изменение прочности в следствие закалки при оптимальной температуре в области 560 0С лазерных

сварных соединений сплава В-1469 физически обусловлено изменением микро и нано структуры. т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизация твердого раствора, что обуславливает первые стадии процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон Гинье-Престона и с выделением промежуточных метастабильной  $\theta''$  фазы.

7. Впервые для сварных швов сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 13$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 3,25$ ) установлено оригинальное влияние большого относительного содержания  $C_{Cu}/C_{Li}$ . Экспериментально установлено, что в отличии от исходного сплава с преобладающей упрочняющей фазой T1, в лазерном шве после оптимальной термической обработки в виде закалки и последующем искусственным старением преобладает упрочняющая фаза  $\theta'$ (Al<sub>2</sub>Cu).

8. Впервые проведены малоцикловые испытания лазерных сварных соединений до и после термообработки для алюминиево-литиевых сплавов 1420 1441 и В-1461 на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах. Установлено предельное число циклов до разрушения. Показано что для термообработанных сварных соединений количество циклов до разрушения увеличивается сплава в 3-4 раза и приближается к исходному сплаву.

9. Впервые оптимальные лазерное воздействие и последующая термообработка позволили достичь значений прочностных характеристик сварных соединений близких или равных исходному сплаву.

Достигнуты значения.

- Для лазерных сварных соединений сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg. временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 99%, 98% и 95 % соответственно от значений исходного сплава.
- Для лазерных сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.5Mg-2Li временное сопротивление, предел текучести и относительное

удлинение сварного шва составляет 100%, 132% и 21 % соответственно от значений исходного сплава.

- Для лазерных сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 98%, 98% и 92 % соответственно от значений исходного сплава.
- Для сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 98%, 104% и 64 % соответственно от значений исходного сплава.
- Для сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 93%, 94 % и 86 % соответственно от значений исходного сплава.
- Для сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 95%, 94 % и 38 % соответственно от значений исходного сплава.

### **Практическая значимость работы**

Полученные в работе результаты исследований расширяют представления о структурно-фазовых превращениях, происходящих при формировании сварных соединений с помощью лазерной сварки и последующей пост термообработки. Полученные в работе данные объясняют характер структурных преобразований, в результате высокоэнергетического лазерного воздействия и последующей оптимальной термообработки. Раскрывают связь фазового состава с механическими характеристиками лазерных сварных соединений. Развитие авиационной промышленности в России неразрывно связано с задачей снижения массы летательного аппарата. Разрабатываются новые сплавы повышенной прочности и пониженной плотности, например алюминиево-литиевые. На

сегодняшний момент при создании авиационной техники в России технология лазерной сварки в качестве технологической операции на авиационных заводах не внедрена. Внедрение данной технологии в авиа и ракетостроение может в значительной мере определять процесс развития авиационного и космического машиностроения в России и позволит обеспечить создание научно технологического задела, близкого к мировому уровню, направленного на реализацию новых конструктивных решений при соединении деталей в узлы в авиа- и ракетостроении; снижение материалоемкости и общего веса единицы изделия в авиа- и ракетостроении и получение дополнительных возможностей для одновременного повышения массогабаритных характеристик перевозимых ею объектов. Полученные результаты работы также актуальны в рамках развития государственной программы РФ «Развитие авиационной промышленности создание высоко конкурентной авиационной промышленности и закрепление ее позиции на мировом рынке в качестве третьего производителя по объемам выпуска авиационной техники. Основным потребителем представленной технологии являются предприятия входящие в ПАО «Объединённая авиастроительная корпорация».

#### **Финансовая поддержка работы.**

Работа выполнена при следующей финансовой поддержке: гранта по приоритетным направлениям научно-технологического развития РФ № 075-15-2020-781 «Создание теоретической и экспериментальной платформы для изучения физико-химической механики материалов со сложными условиями нагружения»; базового государственного задания № 0323-2014-0002, базового государственного задания «Разработка физических основ теории взаимодействия лазерного излучения с веществом для создания новых высокоэффективных технологий»; базового государственного задания № АААА-А17-117030610122-6 «Разработка научных основ создания принципиально нового высокопрочного функционально-градиентного гетерогенного материала на основе лазерных и аддитивных технологий»; грант президента РФ № МК-5749.2016.8 «Разработка методов

улучшение физико-механических характеристик лазерных сварных соединений высоколегированных алюминиевых сплавов, путем модифицирования сварного шва редкоземельным элементом скандием»; гранта РФФ № 17-79-20139 «Разработка научно-технических основ по созданию высокопрочных сварных соединений алюминий-литиевых сплавов методом лазерной сваркой»; гранта РФФИ № 19-48-540008 p\_a «Разработка научно-технических основ получения высокопрочных лазерных сварных соединений конструкционных материалов авиационного назначения»; комплексной программы СО РАН № АААА-А18-118021590021-6 «Физические основы влияния Mg, Cu и их соединений на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов».

### **Методология и методы исследования**

Для формирования неразъемных сварных соединений из термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов и исследования их структуры и свойств было использовано современное технологическое и аналитическое оборудование. Эксперименты по получению лазерных сварных соединений выполнялись на автоматизированном лазерном технологическом комплексе Сибирь. При выполнении аналитических исследований фазового состава лазерных сварных использовали установку класса «мегасайенс» входящую в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальная станция "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" (ИЯФ СО РАН). Часть исследований выполнялись на базе оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «Наноструктуры» (ИФП СО РАН). Для исследования структурно-фазового состава сварных соединений использовался лазерный конфокальный сканирующий микроскоп Olympus LEXT3000 с пространственным разрешением 10 нм, просвечивающий высокоразрешающий электронный микроскоп Titan 80-300, сканирующий электронный микроскоп LEO 1430 VPI, снабженный энергетическим детектором IPX OXFORD, сканирующий электронный микроскоп Zeiss MERLIN Compact,

ссканирующий электронный микроскоп Hitachi SU8220, рентгеновский дифрактометр D8 Advance. Для проведения термообработки использовали муфельную камерную печь Carbolite 1200 °C, оснащенная контроллером температуры. Для проведения пробоподготовки использовали системы пробоподготовки шлифов: автоматические отрезные и полировальные машины. Для проведения механических испытаний использовали твердомер Wilson Hardness Group Tukon1102, испытательную, универсальную машину для испытания материалов Zwick/Roell Z100.

### **Положения, выносимые на защиту**

1. Созданные научные основы **процессов лазерной сварки и термической обработки**, позволяющие получать прочностные свойства лазерных сварных соединений современных термически упрочняемых алюминиевых сплавов близких или равных исходным сплавам.

2. Созданные физические основы управления фазовым составом для получения заданного структурно-фазового состояния твердого раствора сварного шва и, одновременно, изменение по замкнутому циклу фазового состава сплава вне шва, с целью достижения высоких механических характеристик (временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение) на основе комплексного подхода который включает лазерную микро-металлургию, т.е. оптимизацию взаимодействия с веществом высокоэнергетического непрерывного лазерного излучения в режиме кинжального проплавления, в сочетании с последующей оптимизацией термообработки и применением метода диагностики с использованием дифрактометрии синхротронного излучения совместно с высокоразрешающей просвечивающей микроскопией.

3. Совокупность режимов оптимального лазерного воздействия и пост термообработки в виде закалки и последующего искусственного старения для достижения максимальных прочностных характеристик лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, а именно сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, сплава 1420 системы Al-

5.2Mg-2.1Li сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li

4. Результаты исследований эволюция фазового состава с использованием синхротронного излучения лазерных сварных соединений в процессе сварки и после оптимальной термообработки термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, а именно сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

5. Результаты экспериментальных исследований механических свойств и структурного состава лазерных сварных соединений в исходном состоянии и после оптимальной термообработки в виде закалки и с последующим искусственным старением термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, а именно сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

6. Результаты оптимизации и значения максимальных статических механических характеристик неразъемных лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов а именно сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

7. Результаты изменения фазового состава и увеличение прочностных свойств лазерных сварных соединений сплава В-1469, физически обусловленные изменением микро и нано структуры. т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизация твердого раствора, с образованием зон Гинье-Престона и с выделением промежуточных метастабильной  $\theta''$  фазы в процессе

закалки при температуре 560 °С и формирование при искусственном старении упрочняющая фаза  $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu).

8. Результаты малоцикловых испытаний термообработанных лазерных сварных соединений сплавов 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li, 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li и В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при температурах -60, +20,+85 °С.

### **Степень достоверности и апробация результатов**

Достоверность представленных результатов определяется использованием комплекса современных аналитических методов исследования структуры материалов и оценки их свойств, воспроизводимостью экспериментальных данных, статистической обработкой результатов измерений, соответствием результатов исследований данным, полученным другими группами специалистов.

Для формирования неразъёмных сварных соединений из термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов и исследования их структуры и свойств было использовано современное технологическое и аналитическое оборудование.

Результаты работы были представлены и обсуждены на Всероссийских и международных научных конференциях: в области лазерных технологий CIRP Conference on Photonic Technologies LANE (Германия, Фюрт, 2018 г.) LiM - Lasers in Manufacturing (Германия, Мюнхен, 2017 г.), XXI International Symposium on High Power Laser Systems and Applications, (Австрия, Гмунден, 2016 г.); в области сварки Международная конференция «Сварка в России: Современное состояние и перспективы» (Томск, 2019 г.); в области материаловедения и машиностроения на International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (Санкт-Петербург, 2018 г.), Всероссийская конференция с международным участием «химия твердого тела и функциональные материалы» и XII всероссийский симпозиум с международным участием «Термодинамика и материаловедение» (Санкт-Петербург, 2018 г.); в области механики на Всероссийском съезде по



фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики (Уфа 2019 г.), Международная конференция по методам аэрофизических исследований (Новосибирск 2020,2014 г.), в области теплофизики и гидрогазодинамики Всероссийской конференции «Теплофизика и физическая гидродинамика» (Крым, Ялта 2020,2019 г.); в области металлических, керамических и композиционных материалов «Современные материалы и передовые производственные технологии» (Санкт-Петербург, 2020 г. ), в области физики прочности и материаловедения на «Международном симпозиуме «Иерархические материалы: разработка и приложения для новых технологий и надежных конструкций(Томск 2017-2020 г.г.) и др.

### **Личный вклад автора**

Результаты, представленные в диссертационной работе, получены лично автором, либо в соавторстве с другими специалистами при его непосредственном участии. Диссертантом поставлена цель работы, сформулированы задачи, основные положения и выводы. В соавторстве проведены исследования структурно-фазового состава и механических свойств. Основные закономерности эволюции фазового состава и получения высокопрочных лазерных сварных соединений получены автором в соавторстве. Представление материалов диссертации согласовано с соавторами.

### **Публикации**

По материалам диссертации опубликовано 23 печатных работ входящие в перечень ВАК и 27 работ в сборниках трудах всероссийских в том числе и международных и зарубежных конференциях.

### **Соответствие паспорту заявленной специальности**

Тема и содержание диссертационной работы соответствуют паспорту специальности 1.1.9 механика жидкости газа и плазмы в части пунктов:

### **Структура и объем работы**

Диссертация состоит из введения, 7 глав, заключения, списка литературы из 190 наименований и 2 приложений. Общий объем диссертации составляет 390 страниц, включая 161 рисунок и 30 таблиц.

### **Краткое содержание работы по главам.**

В главе 1 рассмотрены основные принципы лазерной сварки алюминиевых сплавов. Показано что использование режима кинжального проплавления позволяет сваривать алюминиевые сплавы толщиной более 1 мм.

Термически упрочняемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы исследованию благодаря высоким механическим свойствам находят широкое применение в авиа космическом машиностроении. Высокие механические свойства достигаются за счет термомеханической обработки. В зависимости от соотношения концентраций основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, выделяются различные упрочняющие фазы, роль их в механизме упрочнения различна. Показана перспективность создания неразъемных сварных соединений с помощью лазерной сварки.

В главе 2 рассмотрены используемые термически упрочняемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы для проведения экспериментов по созданию высокопрочных неразъемных лазерных сварных соединений, а именно сплав Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, сплав 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li; сплав 1424 системы Al-5.4Mg-1.6Li; сплав 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li; В-1461 разработан на базе системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li; сплав В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

Для формирования в и исследования их структуры и свойств было использовано современное технологическое и аналитическое оборудование. Эксперименты по получению лазерных сварных соединений выполнялись на автоматизированном лазерном технологическом комплексе Сибирь, включающем мощный CO<sub>2</sub> лазер, портално-координатную машину. При выполнении аналитических исследований фазового состава лазерных сварных использовали установку класса «мегасайенс» входящую в ЦКП «Сибирский центр

синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальная станция "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" (ИЯФ СО РАН). Часть исследований выполнялись на базе современного оборудования для металлографических исследований входящих в ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «Наноструктуры» (ИФП СО РАН).

В главе 3 проведена оптимизация параметров процесса лазерной сварки исследуемых алюминиевых сплавов: скорости сварки, мощности излучения, диаметра, глубины и места расположения фокусного пятна, а также расхода защитного нейтрального газа с целью получения сварных соединений без внешних дефектов.

Найдены оптимальные энергетические условия получения сварных соединений. Установлено что для медесодержащих алюминиевых сплавов энергия на единицу объема сварного шва выше, чем для сплавов, содержащих магний, при этом значение погонной энергии, наоборот, выше.

Показано что прочность сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки низкие, снижение прочности связано с резким изменением микроструктуры сварных соединений

Исследованы механические свойства сварных соединений при различных температурах испытаний показало,

Проведена пластическая прессовка шва сплав В-1461 и 1420 при помощи обработки штампом.

В главе 4 проведена оптимизация фазового состава для достижение оптимальных механических свойств лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов

Для сварных соединений сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 500 0С с выдержкой 30 мин с последующим

искусственным старением при температуре 190 0С с выдержкой 8 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=428$  МПа,  $\sigma_{0,2}=302$  МПа и  $\delta=19,6\%$ .

Для сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 490 0С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 0С с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=450$  МПа,  $\sigma_{0,2}=370$  МПа и  $\delta=3,8\%$ .

Для сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких к основному сплаву, составили закалку при температуре 490 0С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 175 0С с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=503$  МПа,  $\sigma_{0,2}=359$  МПа и  $\delta=6,6\%$ .

Для сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 530 0С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 200 0С с выдержкой 24 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=431$  МПа,  $\sigma_{0,2}=356$  МПа и  $\delta=9,2\%$ .

Для сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 530 0С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 0С с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=510$  МПа,  $\sigma_{0,2}=440$  МПа и  $\delta=8,7\%$ .

Для сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 560 0С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 180 0С с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=530$  МПа,  $\sigma_{0,2}=485$  МПа и  $\delta=3,9\%$ .

В главе 5 проведены малоцикловых испытаний термообработанных сварных соединений на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при температурах  $-60, +20, +85$  °С.

Установлено что, предельное число циклов для лазерных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li при  $T_{test} = 20, 85$  и  $-65$ °С и деформации составляли 4 % составило 3000. Для термообработанного шва при той же начальной деформации предельное число циклов равно 9000 для  $T_{test} = 20$ , 11000 циклов для  $T_{test} = -65$ °С и 1500 циклов  $T_{test} = 85$ .

Лазерные сварные соединения сплава 1441 после ТО выдерживают при тех же условиях в 4 раз большее количество циклов нагружения, чем соединения В-1461 (при  $T_{test} = 20$ °С предельное число циклов для 1441 около 27500, а у В-1461 – 8500. Показано что предельное число циклов нагружения термообработанного шва В-1461 и базового сплава совпадает при сходных условиях нагружения при  $T = 20$ °С.

В главе 6 рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений. Показано, что для сварного шва сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, основная фаза  $\alpha$ -Al дополнительная фаза  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al, S(Al<sub>2</sub>CuMg)+ $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu)). Для сварного шва сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, основная фаза  $\alpha$ -Al дополнительная фаза S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al,  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) дополнительная фаза S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi). Для образца сварного шва сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, основные фазы  $\alpha$ -Al T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) дополнительная фаза S'(Al<sub>2</sub>MgCu) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al-  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) +S'(Al<sub>2</sub>MgCu). Для образца сварного шва сплава В- 1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, основная фаза  $\alpha$ -Al. T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>), после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al, T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi),  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), дополнительная фаза S'(Al<sub>2</sub>MgCu). Для образца сварного шва сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li, основная фаза  $\alpha$ -Al и T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al,  $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu).

В главе 7 обобщены результаты исследований и показано влияние легирующих элементов Mg, Cu, Li на механику структурно-фазового состава и механические характеристики сварного шва.

Реализован замкнутый цикл фазовых превращений в лазерных сварных соединениях алюминиевых сплавов.

Проанализировано изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_v$ , предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  и относительного удлинения  $\Delta\delta$  сварного шва в зависимости от фазового состояния сварного шва после оптимальной закалки и закалки с последующим искусственным старением.

Прочностные характеристики сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки, становятся близкие или равные исходным сплавам в состоянии поставки.

В заключении диссертации приводятся основные результаты и выводы.

Автор выражает глубокую благодарность своему научному консультанту Оришичу А.М., всему коллективу лаборатории №3 «Лазерные технологии» ИТПМ СО РАН, за сотрудничество. А также благодарит Фомина В.М., Карпова Е.В., Анчарова А.И., Булину Н.В., Гутаковского А.К., Табакаева Р.Ю., Витошкин И.Е. за активное творческое участие в работе и обсуждению научных результатов. Кроме этого, автор выражает благодарность ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения» ИЯФ СО РАН.

# Глава 1. Лазерная сварка алюминиевых сплавов, анализ состояния исследований

## 1.1 Основные принципы технологии лазерной сварки

Сварка — наиболее универсальный и действенный способ соединения элементов при промышленном конструировании в самых разнообразных индустриальных областях промышленности. На сегодняшний день в промышленности при создании неразъёмных соединений из конструкционных материалов применяются технологии лазерной и электроннолучевой сварки, сварка трением с перемешиванием, сварка плавящимся и не плавящимся электродом, плазменная сварка.

Лазерная сварка признана всеми как передовая технология соединения материалов лазерным лучом высокой мощности и высокой плотности энергии [1–4]. Лазерная сварка обладает рядом преимуществ, таким как высокая скорость, высокая точность, малая зона термического влияния, отсутствие вакуумных камер, гибкость, и возможностью автоматизации процесса. Плотность мощности лазерного луча, определяющаяся по формуле  $I = \frac{\pi * W * K^2}{4 * \lambda^2 * f^2}$ , где  $W$  и  $\lambda$  мощность и длина волны лазерного излучения,  $K$  качество лазерного излучения,  $f = F/D$  ( $F$  – фокусное расстояние линзы,  $D$  – диаметр пучка выходящий из резонатора) фокусирующее число. Плотность мощности лазерного излучения близка к плотности мощности электронного луча и значительно превышает плотность, возникающую у дуги или плазмы. Кроме этого, лазерная сварка имеет преимущество перед электроннолучевой сваркой, выполняющейся в вакууме и требующей сложного оборудования при сварке длинных конструкций. Лазерный луч с высокой плотностью мощности может создавать глубокий и узкий парогазовый канал и формировать глубокую и узкую область проплавления. Лазерная сварка в 30 раз производительнее по скорости процесса по сравнению со скоростью заклепочного соединения, в 3-4 раза по сравнению с сваркой трением с перемешиванием. Лазерная сварка позволяют уменьшить деформацию деталей примерно в 10 раз, что, в свою очередь, приводит к значительной экономии металла

за счет уменьшения размеров допусков в отличие от аргодуговой. Лазерная сварка позволяет создавать Т-образные соединения в отличие от сварки трением с перемешиванием.

Исследование процессов лазерной сварки занимались с первыми появлением лазеров и применением их в технология сварки как отечественные ученые А.Г. Григорьянц, Патон Б.Е., Гладуш Г.Г., Оришич А.М., Афонин Ю.В., Веденов А.А., Вейко В.П., Низьев В.Г., Сараев Ю.Н., Голубев В.С., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И так и зарубежных ученых Пателя Р.С., Пауэля Дж., Радаи Д., Катаяма С., Олсен О., Дулей У. В., Дитрих Д, Каплан А. и многие другие. Основы математического моделирования, заложенные Рыкалиным Н. Н., и развитые другими авторами Лопота А.В., Туричин Г.А., Грос М., Довден Д, Судник В.А., Шапеев В.П., Черепанов А.Н. и др., на сегодняшний момент не позволяют спрогнозировать результаты сварки с достижением уровня прочности, близкого к основному материалу. Сложность этих процессов вытекает из одновременного протекания значительного количества физических и химических процессов, включающих как жидкие, твердые и газообразные фазы, так и высокие температуры, сложный характер гидродинамических и тепловых потоков. Так же сложность заключается в большом количестве параметров, определяющих течение процессов, причем варьирование нескольких параметров вызывает изменение многих других. Поэтому такие сложные объекты изучаются посредством конструирования моделей, т.е. упрощенных систем, которые отражают наиболее значительные аспекты рассматриваемого объекта. Насколько пока не предложено общей адекватной модели, позволяющей самосогласованно описывать термогидродинамические процессы в сварочной ванне с учетом физико-химических явлений и прогнозировать результаты сварки с точки зрения прочностных характеристик. Поэтому большое значение имеют экспериментальные работы.

Среди всех сварочных процессов лазерная сварка реализует самые разнообразные соединения металлов или пластиков толщиной от очень тонких



листов, примерно 0,01 мм, до толстых пластин, около 50 мм, в среде защитного газа, такого как гелий (He), аргон (Ar) или иногда азот (N<sub>2</sub>) и двуокись углерода (CO<sub>2</sub>).

Основные типы лазеров входящих в состав автоматизированных лазерных технологических комплексов, представлены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Типы лазеров для сварки металлических сплавов.

Наименование	Основные характеристики
CO <sub>2</sub> -лазер	$\lambda = 10,6$ мкм, рабочий диапазон мощности лазерного излучения 1-15 кВт, дальняя ИК-область, активная среда CO <sub>2</sub> -N <sub>2</sub> -He
Дисковый лазер	$\lambda = 1,03$ мкм, рабочий диапазон мощности лазерного излучения 1-16 кВт, ближняя ИК-область, активная среда Yb <sup>3+</sup> : YAG
Волоконный лазер	$\lambda = 1,07$ мкм, рабочий диапазон мощности лазерного излучения 1-100 кВт, ближняя ИК-область, активная среда Yb <sup>3+</sup> :SiO <sub>2</sub>
Твердотельный лазер	$\lambda \approx 1$ мкм, рабочий диапазон мощности лазерного излучения 1-13 кВт, ближняя ИК-область активная среда Yb <sup>3+</sup> : Y <sup>3</sup> Al <sup>5</sup> O <sup>12</sup>

Данные типы лазеров могут работать как в импульсном, так и в непрерывном режиме. Импульсные лазеры используются при сварке мелких деталей, таких как корпуса аккумуляторов, электрические компоненты и т.д. Непрерывные лазеры мощностью 2—7 кВт используются для лазерной сварки точно подогнанных заготовок, алюминиевых, стальных, титановых сплавов и т.д.

В последние десятилетия основные разработки сфокусированы на создании высокомоощных лазеров, обладающих высоким качеством пучка  $|K$  или  $BPP$ [5,6].

Параметр качества пучка определяется для безразмерная величина по формуле для  $K=4\lambda/\pi\Theta D$  и размерная величина  $BPP=\Theta D$  [мм\*мрад], где  $4\lambda/\pi$  – произведение диаметра гауссова пучка в перетяжке на расходимость в дальней зоне,  $\Theta$  – угол

расходимости пучка,  $D$  – диаметр пучка. Параметр  $K$  равен отношению ВРР гауссова пучка к ВРР измеряемого пучка. Для реальных лазерных пучков  $K < 1$ .

В промышленности, представленные в таблице 1.1 лазеры, имеют значения  $\Theta$  и  $D$  близкие друг другу и соответственно параметр качества пучка так же близки. Основное отличие представленных типов лазеров заключается в разной длине волны (отличается в 10 раз), а также состоянии поляризации излучения.

В результате, излучение лазеров с длиной волны близкой к 1 мкм за счет дифракционной расходимости пучка может быть сфокусирован в пятно с диаметром в 10 раз меньше по сравнению с  $CO_2$ -лазером. В реальности размер фокального пятна практически близок для всех представленных в таблице 1.1 типов лазеров.

На сегодняшний день существуют следующие основные виды сварных швов листового материала: стыковое соединение, соединение внахлест, Т-образное или тавровое соединение, которые показаны на рисунке 1.1.

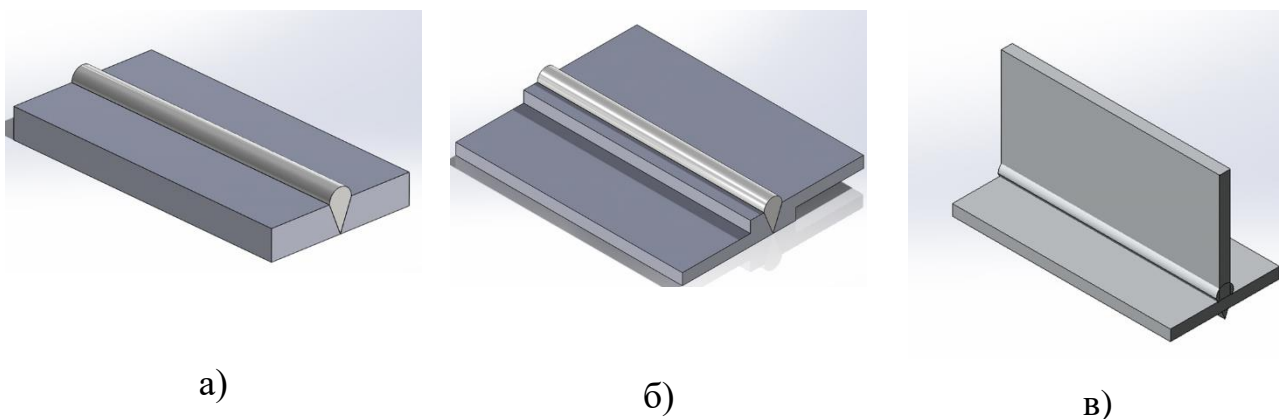


Рисунок 1.1 –Типовые виды лазерных сварных соединений листового материала.

а) стыковое соединение, б) соединение внахлест, в) Т-образное соединение

Стыковые соединения и соединения внахлест обычно сваривают при помощи импульсных или непрерывных лазеров. Типичные явления, возникавшие при непрерывной и импульсной лазерной сварке, схематично изображены на рис. 1.5. Существуют два основных типа лазерной сварки режим теплопроводности при

плотности мощности и кинжального проплавления с образованием парогазового канала, схематически представленные на рисунке 1.2. Данные режимы реализуются в зависимости от сочетания плотности мощности и длительности воздействия лазерного излучения. Режим теплопроводности реализуется при  $I$  лежащей в диапазоне  $10^5$ - $10^6$  Вт/см<sup>2</sup>, режим кинжального проплавления реализуется при  $I$  лежащей в диапазоне  $10^6$ - $10^7$  Вт/см<sup>2</sup>.

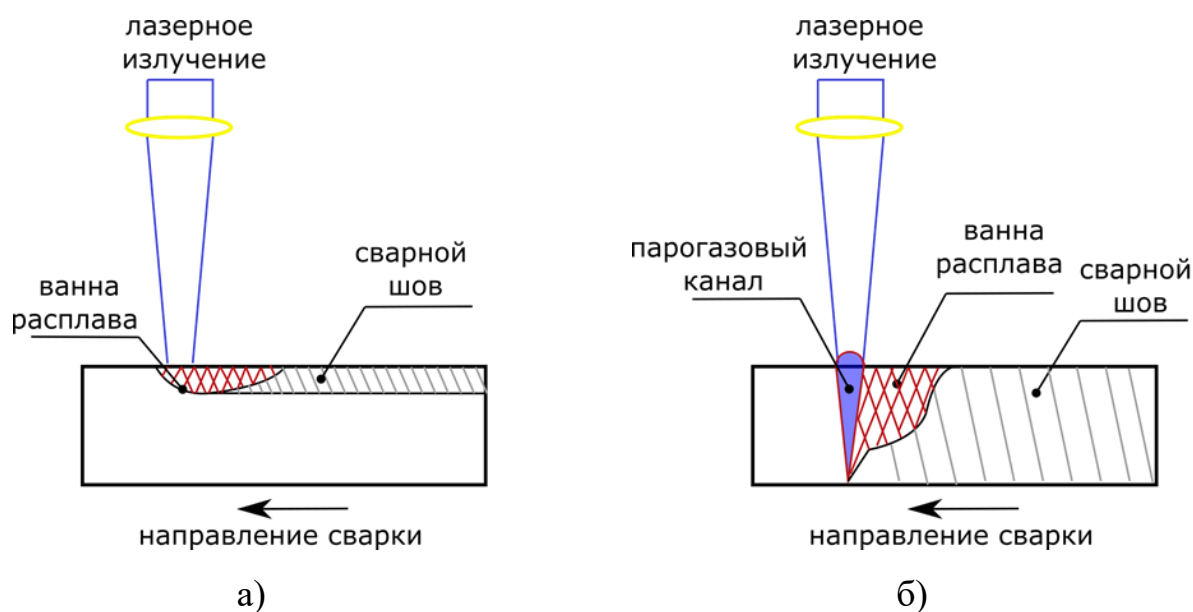


Рисунок 1.2 – Виды лазерной сварки.

а) режим теплопроводности, б) режим кинжального проплавления.

Рассмотрим процесс образование парогазового канала в режиме кинжального проплавления. Схема лазерной сварки в режиме кинжального проплавления представлена на рисунке 1.3.

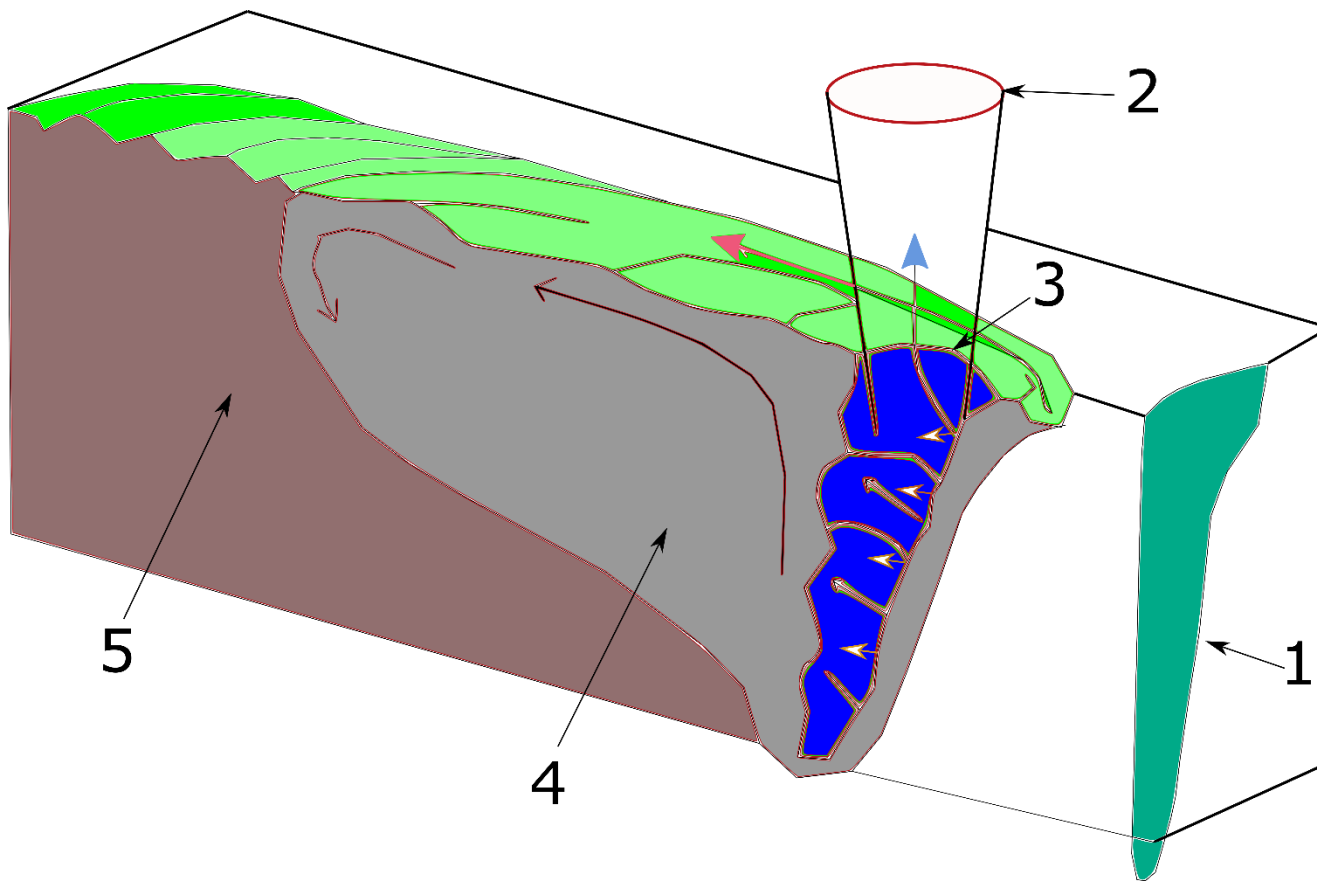


Рисунок 1.3 – Схема лазерной сварки в режиме кинжального проплавления.  
 1 – поперечное сечение сварного шва, 2 – лазерное излучение, 3 – парогазовый канал, 4 – поток расплава, 5 – кристаллизованный материал.

При падении лазерного излучения металлическую пластину, происходит взаимодействие лазерного излучения со свободными электронами в металле, которые поглощают его. Поглощение лазерной энергии приводит к повышению энергии свободных электронов металла, находящихся внутри зоны взаимодействия. Данные электроны сталкиваются с другими движущимися электронами, узлами и дефектами кристаллической решетки и т.д. передавая им энергию. В результате этого процесса лазерная энергия переходит в тепловую энергию, при этом температура поверхности возрастает. Нагрев металла идет со скоростью, намного превышающей скорость отвода тепла, за счет теплопроводности. Происходит процесс плавления материала. Образуется

парогазовый канал, окруженный жидким металлом, внутри которого находится пар. Давление пара позволяет оказывать противодействие гидростатическому давлению и поверхностному натяжению тем самым позволяет не заполнять его жидким металлом. Лазерное поглощение увеличивается в парогазовом канале за счет многократно отражается внутри канала. При определенной скорости перемещения лазерного излучения канал приобретает динамическую устойчивость. В результате процесса на передней стенке канала происходит плавления материала и на задней его кристаллизация. Перенос расплава происходит по боковым стенкам парогазового канал. Над поверхностью парогазового канала появляется яркий светящийся факел, состоящий из выбрасываемых испаряющихся атомов металлов и частиц конденсированного пара. При использовании волоконных или дисковых лазеров лазерная сварка осуществляется в защитной среде с использованием в основном газа Ar. При лазерной сварке CO<sub>2</sub>-лазерами, используется в качестве защитного газа He. При использовании в качестве защитного газа Ar возникает приповерхностная плазма, которая начинает активно поглощать лазерное излучения, уменьшая его проникновение в металл. Физика этого процесса связана с взаимодействием лазерного излучения с плазмой [7]. Газ He имеет более высокое значение ионизации порядка 25 эВ по сравнению с Ar порядка 15 эВ. Лазеры ближнего ИК диапазона (волоконные дисковые) имеют низкий коэффициент поглощения в плотной плазме, в отличии от лазеров дальнего ИК диапазона (CO<sub>2</sub> лазер). Формирование плазменного факела и/или плазмы легко формируются в случае лазерной сварки с использованием CO<sub>2</sub> лазера, в то время как при сварке дисковым и волоконным лазером плазменный факел создается только из парогазового канала. На сегодняшний день полной теоретической модели парогазового канала до сих пор не создано ввиду сложности и многообразия одновременно протекающих физических процессов: испарение материала; давление отдачи паров расплавленного материала; структура лазерного излучения с учётом многократных

переотражений и поляризации света, гидродинамическое течения в жидкой фазе; капиллярные силы и их градиенты, гравитационные силы.

Режим кинжального проплавления позволяет создавать форму сварного шва, при котором соотношение глубины проплавления к ширине является большим. Данный вид лазерной сварки является эффективным процессом соединения металлических сплавов толщиной свыше 1 мм.

Процесс лазерной сварки включает основные физические явления и именно взаимодействие лазера с веществом, многократное отражение лазерного излучения внутри парогазового канала, фазовые переходы, поток жидкости и газа, тепломассообмен. Основы математического моделирования, заложенные Рыкалиным Н. Н., Kaplan A и развитые другими авторами. Разрабатываются многомасштабные модели для изучения процесса затвердевания при лазерной сварке алюминия. Анализируется эволюция полей температуры, концентрации растворенных веществ. Моделируется формирование столбчатых и равноосных зерен. Моделируются различные механизмы поглощения лазерного излучения в парогазовом канале, а также его форма и глубина [8–12].

На сегодняшний момент не позволяют спрогнозировать результаты сварки с достижением уровня прочности, близкого к основному материалу. Сложность этих процессов вытекает из одновременного протекания значительного количества физических и химических процессов, включающих как жидкие, твёрдые и газообразные фазы, так и высокие температуры, сложный характер гидродинамических и тепловых потоков. Так же сложность заключается в большом количестве параметров, определяющих течение процессов, причем варьирование нескольких параметров вызывает изменение многих других. Поэтому такие сложные объекты изучаются посредством конструирования моделей, т.е. упрощенных систем, которые отражают наиболее значительные аспекты рассматриваемого объекта. На сегодняшний день пока не предложено общей адекватной модели, позволяющей самосогласованно описывать термогидродинамические процессы в сварочной ванне с учетом физико-

химических явлений, а также структурно-фазовых превращений в результате неравновесной кристаллизации происходящей в процессе лазерной сварки и соответственно прогнозировать результаты сварки с точки зрения прочностных характеристик.

## **1.2 Термически упрочняемые алюминиевые сплавы.**

Переход к новым материалам и технологиям их проектирования связан с одной из актуальных проблем, лежащих на стыке механики, материаловедения, физики и химии – разработкой подходов и методов проектирования определенной структуры материалов, которая обеспечивает требуемые функциональные и конструкционные свойства изделий.

Согласно оценкам ВИАМ, переход на Al-Li сплавы третьего поколения с заменой заклепочных соединений на сварные обеспечит снижение веса конструкции самолета (Ил-112В, SSJ-New) до 25 %[13,14].

Алюминиевые сплавы были основным материалом для конструкционных компонентов самолетов примерно с 1930 года. Хотя композиционные материалы и титановые сплавы широко используются в военных самолетах и начинают использоваться в современных коммерческих самолетах, алюминиевые сплавы являются основным материалом для фюзеляжа, крыла и несущей конструкции коммерческих авиалайнеров и военных летательных объектов. Но самое главное, были достигнуты значительные успехи в разработке новых алюминиевых авиационных сплавов, которые продолжают удерживать их в конкурентной позиции по отношению к композиционным материалам и титановым сплавам.

В 1906 г. немецким ученым Альфредом Вильмом открыт первый термически упрочняемый сплав дуралюмин, который содержал 4% Cu; 0,5% Mg и 0,5% Mn. Сплавы данного типа, широко распространены в современной авиационной промышленности. Первые работы по легированию алюминиевых сплавов литием относятся к 1924 году, когда в Германии был разработан сплав склерон, содержащий всего 0,1% лития и имеющий свойства несколько лучше, чем у уже известного на тот момент сплава дуралюмина. Однако склерон не нашел широкого

применения из-за сложности изготовления и более высокой стоимости, несмотря на малое содержание лития. Работы по легированию алюминиевых сплавов литием были продолжены лишь в 1950-х годах, когда практически одновременно были разработаны два близких по составу сплава, содержащие примерно 1,1% лития: ВАД23 в СССР и сплав 2020 в США. Академик И.Н. Фридляндер в 1965 году открыл эффект упрочнения при термической обработке обширной группы сплавов в тройной системе Al-Li-Mg[15]. На этой основе был создан сплав 1420, содержащий 2% Li, 5,7% Mg. В 1957 году компания Alcoa разработала высокопрочный сплав системы Al-Cu-Li 2020, который обладал высокой прочностью и высокой устойчивостью к ползучести в диапазоне температур 150–200 ° С. Данные сплавы являлись алюминиево-литиевыми сплавами первого поколения. Разработка алюминиево-литиевых сплавов второго поколения велась в 1970-1980 годах с целью дальнейшего снижения плотности и повышения механических характеристик.

Исторически сложилось, что развитие алюминиево-литиевых сплавов пошло по двум путям развития: системы Al-Mg-Li и Al-Cu-Li. Сплавы, содержащие магний, такие как, например, сплавы марки 1420, 1424 развивались с целью создания материала, обладающего высокой коррозионной стойкостью. В то же время, алюминиево-литиевые сплавы с высоким содержанием меди (В-1461, В-1469) используются для создания силовых элементов авиакосмических конструкций, ввиду их высоких прочностных характеристик. Имеются сплавы промежуточного типа, имеющие в своём составе меди и магния близкие по концентрации, например сплав 1441.

В начале 1990-х годов были представлены Al-Li-сплавы 3-го поколения которые имели пониженную концентрацию Li ( $Li < 2 \text{ мас.}\%$ ) следующей системы легирования: Al-Cu-Li (В-1461, В-1469, 2195, 2196, 2198 и др.); Al-Cu-Mg-Li (1441) и Al-Mg-Li (1424) [13,16–21]. Данные сплавы считаются одними из наиболее перспективных для применения в аэрокосмической промышленности благодаря высоким механическим характеристикам: прочности, жесткости,



пластичности, обрабатываемости и коррозионной стойкости. Это позволяет им конкурировать с традиционными алюминиевыми сплавами и полимерными композиционными материалами. Высокие механические свойства этих сплавов обеспечиваются за счет специальной термомеханической обработки, в результате которой формируются различные фазы, упрочняющими считаются фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi),  $\theta'$ (Al<sub>2</sub>Cu) [16–18,22,23].

Алюминиевые сплавы 2024Т3 (США), Д16Т (Россия) системы Al-Cu-Mg широко используется в аэрокосмической промышленности [24–26]. Высокое отношения прочности к массе, высокая устойчивости к повреждениям, являются следствием использования меди и магния в качестве основных легирующих элементов, а также соответствующей термомеханической обработки. Данные сплавы наиболее распространены в конструкции современного самолета. Основой данных сплавов является  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии ( $\alpha$ -Al). В сплаве наблюдаются как грубые агломераты в которых присутствуют дисперсионные частицы S(Al<sub>2</sub>CuMg),  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) являются наиболее распространёнными интерметаллическими фазами в данных сплавах [23,27–30]. Основная упрочняющая фаза является S(Al<sub>2</sub>CuMg), которая может также равномерно распределена по твёрдому раствору сплава [21,23,31]. Кроме этого могут присутствовать богатые марганцем фаза T(Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>), [32–34] возможно также наличие фаз Al<sub>7</sub>CuFe<sub>2</sub>, Al<sub>12</sub>(Fe, Mn)<sub>3</sub>Si[35].

Для термически упрочняемых сплавов существует следующие основные процессы термообработки: отжиг, закалка, искусственное старение.

Отжиг для устранения химической микро неоднородности, возникающей в процессе неравновесной кристаллизации слитков или деформируемых полуфабрикатов, и обеспечении растворения всех неравновесных эвтектических фаз. Данный вид обработки применяется в тех случаях, когда возникшее неравновесное состояние сплава обуславливает появление нежелательных свойств, чаще всего пониженной пластичности.

Закалка – заключающаяся в нагреве сплава до максимально высокой температуры, выдержке и последующем быстром охлаждении с целью получения пересыщенного твердого раствора. Т.е. получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние (пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов). Такое состояние дает возможность упрочнения при последующем искусственном старении.

Искусственное старение – заключающееся в нагреве закаленных сплавов до температур 100-200 °С и выдержках при этих температурах до десятков часов с целью распада пересыщенного твердого раствора, структурных изменений и формирование упрочняющих фаз в твердом растворе.

Стоит заметить, что исследованию механизмов упрочнения и повышения механических свойств за счет термомеханической обработки представленных сплавов посвящено многочисленное количество работ. В зависимости от соотношения концентраций основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, роль данных фаз, участвующих в механизме упрочнения различна [17].

Исследования начались с момента их появления в 1960-х годах и не утихают до сих пор. В области разработки и термомеханической обработки сплавов 1420 и 1424 значительный вклад внес ФГУП ВИАМ. Так, например в работе [36], проведено изучение микроструктуры сплава 1420 после гомогенизации и закалки в воду с температурами 320, 400, 460 °С. При температуре 320°С показано однородное распределение частиц S<sub>1</sub>-фазы (Al<sub>2</sub>MgLi) в зерне. При нагревании до 460°С становится заметно огрубление структуры и существенно увеличиваются частицы S-фазы по границам зёрен до (3-3.5 мкм).

В работе [37] рассмотрено растворения различных фаз в зависимости от температуры термообработки для сплава 1424. Показано что растворение фазы S<sub>1</sub> происходит при температуре примерно 375 °С и происходит до 425 °С.

Преимущественное растворение β' (Al<sub>3</sub>Zr), –фазы начинается при температуре 350 °С и выше. В работе [38] установлено, что при нагреве слитка до 500°С практически полное растворение фазы δ'(Al<sub>3</sub>Li) происходит при 225-220 °С, фазы

$\beta'$  ( $\text{Al}_3\text{Zr}$ ) – при 375-400 °С, фазы S – при ~475 °С. Однако небольшое количество частиц фазы S сохраняется до 490–500 °С. По данным работы [39], где определялся температурный интервал хрупкости, который связывают со снижением от 610 до 520-530 °С нижней границы температурного интервала хрупкости, при увеличении Mg и Li, с растворением S-фазы, температура плавления которой составляет 527 °С. В работе [40], исследуют старение сплавов системы Al-Li-Mg при этом было показано, что состав осажденных богатых Li  $\delta$ -фаз, очень близок к ожидаемой стехиометрии  $\text{Al}_3(\text{Li}, \text{Mg})$ .

Фаза  $T_1$  является наиболее значительной при упрочнении Al – Li сплавов третьего поколения, содержание  $\text{Li} \leq 2\%$ . Она имеет пластинчатую форму вдоль направления (111), форму дисков в других направлениях. Фаза  $\delta'$  сферической формы считается основной упрочняющей фазой в Al – Li сплавах второго поколения. Эта фаза обладает сверхрешеточной структурой L12. Для алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-Mg-Li с близкими молярными концентрациями Mg и Li в работах [41–43] отмечается, что выделение основной упрочняющей фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ , т.е. связывание Li, приводит к увеличению содержания «свободного» Mg в твердом растворе и росту периода решетки. С другой стороны, в результате выделения тройной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  происходит обеднение твердого раствора магнием, что приводит к снижению периода решетки. Необходимо отметить, что согласно данным работы [44], основным эффектом, который оказывает магний, участвуя в выделении фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ , сводится к снижению растворимости лития в твердом растворе. В работе [42] при исследовании влияния легирования магнием двойной системы Al-1,7Li отмечается, что при старении выделение фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  значительно усиливалось ее зарождением на зонах ГП и Mg кластерах, что приводит большему упрочнению этих сплавов по сравнению с чисто двойными Al-Li сплавами. Данные структурные исследования для лазерных сварных соединений алюминиево-литиевого сплава системы Al-Mg-Li не проводились.

Необходимо отметить, роль фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  в упрочнении сплавов системы Al-Cu-Li до конца не была установлена [45]. Баланс химического и фазового состава

предполагает наличие в сплаве  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) фазы [43]. В последние десятилетия механизм осаждения  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) фазы в сплавах Al-Li являлся предметом детального обсуждения и противоречивых дискуссий, поскольку предполагается, что этот процесс проходит сложный путь в зависимости от температуры и времени [46–49], особенно в отношении предполагаемого конгруэнтного процесса упорядочения [50]. Например, в работе [45], утверждается, что фаза  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) легко образуется благодаря высокой когерентности с матрицей  $\alpha$ -Al. Когда концентрация лития достаточна,  $\delta'$  может образоваться сразу во время или после закалки из твердого раствора. Влияние концентрации Li, а также роль зон Гинье-Престона (ГП) на зарождение и рост  $\delta'$ -фазы продемонстрировано в работе Yoshimura и др. [50]. Исследованы два алюминиевых сплава, которые содержали: 3,2Cu- 1,6Li 3,2Cu-2,4Li (вес.%). Обнаружено, что в то время как  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) фаза присутствовала в сплаве с высоким содержанием Li, она отсутствовала в сплаве с 1,6 мас.% Li. Как правило,  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) -фаза не наблюдается в современных сплавах Al-Cu-Li из-за более низкого содержания Li [45,51]. Однако, хотя  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) вряд ли сформируется в своей классической сферической форме, сообщалось о когерентном образовании этой фазы вокруг дисперсоидов  $\text{Al}_3\text{Zr}$ , зон Гинье — Престона— Багрянского (ГПБ) и различных осадков [51–55]. Эти композитноподобные осадки могут улучшить термостойкость и прочность сплавов системы Al-Cu-Li при правильном контроле термообработки. В обзорной работе [43] обосновывается важная роль  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ )-фазы в увеличении прочности сплавов системы Al-Cu-Li. В работе [47] параметризованная модель Брэгга-Уильямса - Горского (BWG Bragg-Williams-Gorsky), из анализа которой, можно выделить интересный путь, т.е. спонтанное упорядочение матрицы при комнатной температуре с последующим химическим разложением в процессе отжига при повышенных температурах. Это утверждение было дополнительно подтверждено в [49,56–59], где  $\delta'$  интерметаллидные частицы были обнаружены в образцах, подвергнутых закалке. В работах [45,50] указывают на важную роль свободной энергии, которая при малых концентрациях Li в сплаве (3.2Cu-1.6Li;) оказывается для  $\alpha$ -фаза твердого раствора изначально ниже, чем для

$\delta'$ -фазы. Для зарождения  $\delta'$ -фазы требуется дополнительная энергия активации. Предполагается, что  $\delta'$ -фаза зарождается и растет на участках ГП, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон. Ранее в работах [60,61] изучали поведение осадков  $\delta'$  фазы вокруг дислокаций. Они показали, что  $\delta'$ -фаза имеет сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением. С другой стороны, в работе [45] проведено исследование конгруэнтного процесса упорядочения и показано, что отжиг при 433 К в сплаве состава 1.0 ат.% Cu-5,9 ат.% Li приводит к образованию  $\delta'$  осадков, которые увеличиваются в размерах и объемной доле с увеличением времени отжига и температуры [57]. В работе [45] сделан вывод, что замедленное образование осадков при низкой температуре обусловлено, не термодинамическими, а кинетическими причинами. Регулирование порядка как очень локальный процесс зависит только от нескольких скачков на атом, в то время как образование осадков зависит от дальнедействующих атомно-диффузионных процессов, эффективных только при более высоких температурах. В работах [45,50] на нано уровне исследовались механизмы формирования частиц  $\delta'$  фазы, отмечено, что оптимальный размер около 5-7 нм [50] и частицы растут с увеличением времени и температуры. Однако, количество частиц  $\delta'$  фазы и механические характеристики получаемого сплава не исследовались. Это не позволяет оценить эффективность рассмотренных механизмов и их влияние на формирование механических характеристик: роль ГП зон или конгруэнтного процесса упорядочения в зарождении частиц  $\delta'$  фазы.

Влияние Cu на различных стадиях термообработки, создании зон ГП на процессы формирования фаз  $\delta'(Al_3Li)$ ,  $T_1(Al_2CuLi)$  для алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Cu-Li так же до конца не установлено.

Эффект упрочнения достигается в основном за счет интерметаллидных фаз с характерными размерами нм.

В результате распада пересыщенного твердого раствора за счет искусственного старения для термически упрочняемых алюминиевых и

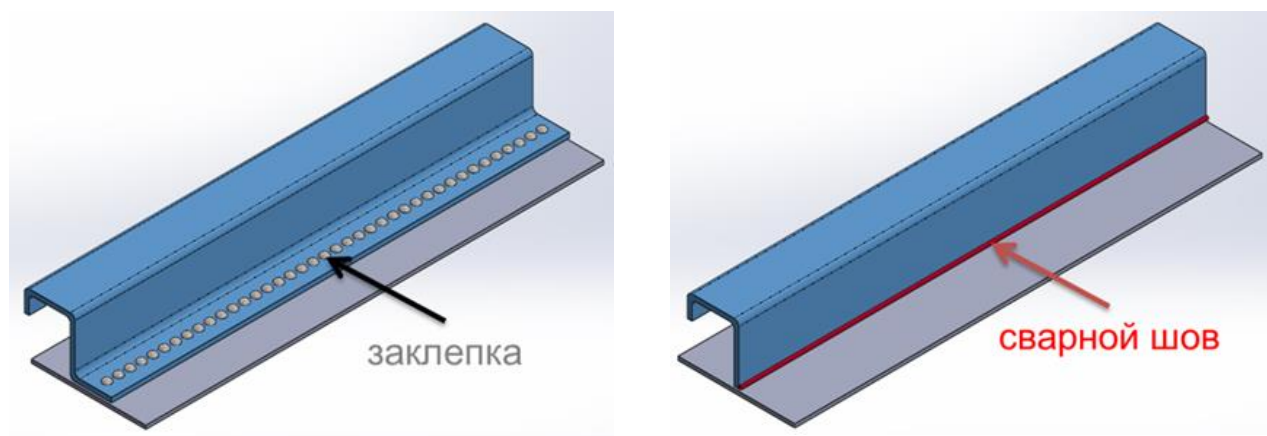
алюминиево-литиевых сплавов образуется ряд фаз, характеристики кристаллографических параметров и состава которых приведены в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Кристаллографические параметры и состав фаз термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов.

Фаза	Состав	Кристаллографические параметры	Период решетки a/b/c/, нм
$\delta$ (стабильная, некогерентная)	AlLi	ГЦК решётка, структура $L1_2$	0,6373/-/-
$\delta'$ (метастабильная, когерентная)	Al <sub>3</sub> Li	Сверхструктура типа Cu <sub>3</sub> Au	0,4047/-/-
S и S' (стабильная, некогерентная)	Al <sub>2</sub> CuMg	Орторомбическая решётка	0,40/0,925/0,715
S <sub>1</sub> (стабильная, некогерентная)	Al <sub>2</sub> MgLi	ГЦК решётка	2,02/-/-
T <sub>1</sub> (стабильная, некогерентная)	Al <sub>2</sub> CuLi	Гексагональная решётка	0,496/-/0,935
T <sub>2</sub> (стабильная, некогерентная)	Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub>	Икосаэдрическая решётка	-/-/-
T <sub>B</sub> (стабильная, некогерентная)	Al <sub>7</sub> Cu <sub>4</sub> Li	Кубическая решетка	0,538/-/-
$\alpha'$ (стабильная, некогерентная)	Al <sub>3</sub> Sc	ГЦК решётка, структура $L1_2$	0,4106/-/-
$\theta$ (стабильная, некогерентная)	Al <sub>2</sub> Cu	тетрагональная решетка	0,6067/-/0,4877
$\theta'$ (метастабильная, полукогерентная)	Al <sub>2</sub> Cu	ОЦТ решётка	0,404/-/0,580
$\theta''$ (метастабильная, когерентная)	Al <sub>2</sub> Cu	Тетрагональная решётка	0,404/-/0,790

### 1.3 Лазерная сварка термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

На рисунке 1.4 представлен эскиз крепления стрингера к фюзеляжу самолета с помощью технологии заклепочного соединения и технологии лазерной сварки.



а)

б)

Рисунок 1.4 – Эскиз крепления стрингера к фюзеляжу.

а) заклепочное соединение, б) лазерное соединение.

Переход от заклепочных соединений к сварным позволяет снизить вес, увеличить производительность процесса. Однако технологические достижения в Мире в области сварки плавлением позволяли получать механические характеристики термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов на уровне 60-80% от характеристик исходного сплава [62,63].

#### 1.3.1 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg

При лазерной сварки алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg могут возникать горячие трещины, уровень прочности сварных соединений низкий [64].

Ahn и другие в серии работ [65–69] исследовали микроструктуру и механические свойства стыковых и Т-образных соединений сплава 2024 полученных с помощью лазерной сварки с использованием присадочной проволоки AA 4043. Исследовали влияние использования защитного газа аргона и гелия на качество сварного шва и образование дефектов. Численно и экспериментально оценивался уровень остаточных напряжений. Использование присадочного металла уменьшило риск образования дефектов сварки и улучшило

пластичность сварного соединения, прочность на разрыв составило около 380 МПа или 82 % от прочности исходного сплава.

Alfieria и др.[70] изучали проблемы и особенности при автогенной лазерной сварки алюминиевого сплава AA 2024: Было показано что плавления, приводит к снижению прочности вследствие растворения осадков и потери упрочняющей фазы. Уровень прочности сварного соединения составил 66% от прочности основного сплава.

Caiazza и др в работе [71] оптимизировали процесс лазерной сварки сплава 2024, провели исследование микроструктуры и механических свойств полученных сварных соединений, временное сопротивление сварного соединения равнялась 370 МПа и составило 80 % от временного сопротивления основного сплава, при этом относительное удлинения составило 1%. Wang и др. [72] исследовано влияние параметров лазерной сварки на микроструктуру и механические свойства сварного шва сплава 2A14-T6. Был показано что прочность на растяжение и относительное удлинение сварного соединения сначала увеличиваются, а затем уменьшаются с увеличением подводимой теплоты. Максимальная прочность на растяжение сварного шва 261,7 МПа, что составляет около 61,2% от прочности исходного сплава.

Oliveira и др. [73] изучали влияние параметров лазерной сварки с использованием присадочной проволоки 4047 на микроструктуру, пористость и механические свойства Т-образного сварного шва из сплавов AA2024-AA7075. Максимальная прочность составила 397 МПа и составила 83 % от прочности сплава AA2024. Enz и др. в работе [74] с использованием присадочной проволоки AA4047 получили бес пористые Т- образные лазерные сварные швы из алюминиевых сплавов AA2024 и AA7050. Отношение прочности сварного соединения по отношению к прочности сплава составила шва составила 87-90 %.

Janasekaran и др.[75] для Т-образного соединения алюминиевых сплавов AA2024-О и AA7075-T6 использовали Yb-волоконный лазер малой мощности в



конфигурации без добавления присадочных материалов. Прочность сварного соединения составила 398.4N.

Как видно прочность лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg составляет 61-90 % от прочности основного сплава. Однако жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений, являются принципиальными важными для авиации [63,76]. Так например на этапе проектирования конструкций самолета крайне важно знать механические свойства сплава при растяжении и особенно важно предел текучести и пластичности при растяжении, которые часто коррелирует с вязкостью разрушения и усталостной прочностью [77,78] .

Пост термообработка сварного шва в виде закалки и искусственного старения которая позволяет восстановить структурный, фазовый химический состав в твердом растворе сварного шва и тем самым повысить механические характеристики для лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg.

### **1.3.2 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Li**

Существует ограниченное число работ по исследованию сварных соединений сплавов системы Al-Mg-Li, приведенное в литературе, показывает, что прочность сварных соединений получается низкая и составляет 0,67-0,8 от прочности основного сплава [62,79].

Шиганов И.Н. и др. [80] исследовали процесс лазерной сварки сплава В-1424 системы Al-Mg-Li-Sc, показано образование специфической первичной структуры шва в виде хаотического смешения слоев мелких зерен, в результате отношение прочности сварного соединения к прочности основного материала составил 0,65...0,70.

Хохлатова Л.Б. и другие в работе [81] исследовали механических свойств и структуры сварных соединений, изготовленных лазерной сваркой листов из сплава 1424-БТГ1 прочность сварных соединений составляла 0,79 от прочности основного сплава. Оценены остаточные напряжения сварных соединений, которые во всех

исследуемых точках были растягивающие. Уровень остаточных напряжений невысокий 24–65 Мпа.

Cui et al в работах [82,83] изучали процесс лазерной сварки сплава 5A90, исследовали распределение твердости и микроструктуры сплава и сварного шва. Shi et al в работе [84] исследовали прочностные характеристики и ударную вязкость лазерных сварных соединений сплава 1420. В результате показано снижение ударной вязкости сварного шва по сравнению с основным сплавом. Yan et al [85] исследовали микроструктуру и механические свойства сварных соединений сплава 1420 полученного гибридной лазерной сваркой. Прочность сварных соединений составила 0,67 от прочности основного сплава.

Алюминиево-литиевые сплавы являются термически и механически упрочняемыми. Sidhar и др.[86] установили, что прочность термообработанных сварных швов алюминиевого сплава 1424, полученных сваркой трением с перемешиванием, составила 97 % от прочности основного сплава.

Работ по оптимизации термической пост обработки сварного шва алюминиево-литиевого сплава системы Al-Mg-Li, в литературе не найдено. Необходимо отметить, что дополнительная сложность обусловлена самим процессом термической обработки, когда влиянию температуры подвергается не только шов, но и весь образец, т.е. и основной сплав. В этом случае основной сплав разупрочняется при закалке и старении и его механические характеристики необходимо восстанавливать в процессе дальнейшей термической обработки.

### **1.3.3 Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Li**

Важно знать изменение структуры и фазового состава лазерных сварных соединений Al-Cu-Li сплавов и пути повышения механических характеристик. Установление точного состава сварного шва является сложной задачей. Стоит заметить, что структурно-фазовый состав сварных соединений, может быть, разным в зависимости от концентрации основных легирующих элементов Cu, Li.

Хохлатова Л.Б. и другие в работе [81] исследовали механических свойств и структуры сварных соединений, изготовленных лазерной сваркой листов из сплава

В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li. Уровень остаточных напряжений после лазерной сварки невысокий 14–48 МПа. Прочности сварного соединения составила 0,63 от прочности основного материала.

Лукин В.И. и др. в работе [87] исследовали особенности формирования структуры и свойства лазерных сварных соединений алюминий-литиевых сплавов В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li и В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li. Установлено, что применение присадочных материалов системы Al-Cu в виде сварочной проволоки Св-1201 и Св-1217 улучшает формирование сварного шва, повышает механические свойства сварных соединений с 275 МПа до 335 МПа для сплава В-1461 и с 335 МПа до 350 МПа для сплава В-1469.

Ning и др.[88] при исследовании лазерной сварки сплава 2A97 (Al-3.9Cu-1.4Li) с присадочной проволокой ER 2319 в зоне сплавления сварного шва показали что на границе дендритов вероятно, сформировалась  $T_1(Al_2CuLi)$  фаза, а внутри дендрита, вероятно  $\theta(Al_2Cu)$ . Временное сопротивление на разрыв составил 59,8% от временного сопротивления основного сплава. Fu и др.[89] при лазерной сварки сплава 2A97 (Al-3.9Cu-1.4Li) установили, что в зоне сплавления эвтектика вдоль границ зерен может содержать  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $S'$  или  $\theta'$ . Внутри зерна присутствует уменьшенное количество  $\delta'$ ,  $\beta'$ ,  $\theta'$  и  $T_1$ . Прочность при растяжении сварных соединений, составляет 83,4% от прочности основного металла. Лазерная сварка сплава 2060 (Al-3.95Cu-0.75Li) с различной присадочной проволокой была исследована Zhang и др.[90,91]. Использование проволоки из сплава 5087 показало, что в зоне плавления образуются следующие возможные фазы  $T_2$  - со стехиометрией  $Al_6Cu(Li,Mg)_3$  и  $\delta'(Al_3Li)$ . При использовании проволоки AlSi<sub>12</sub> в зоне плавления обнаружены фазы LiAlSi и Al<sub>2</sub>Cu, а также небольшого количества фазы Mg<sub>2</sub>Si. Прочность на растяжение такого сварного шва, полученного с использованием проволоки AlSi<sub>12</sub>, составила 80% от прочности основного сплава. Liu и др. [92] исследовали лазерную сварку сплава 2060 (Al-3.95Cu-0.75Li) с проволокой ER2319 (Al-5.6Cu). В результате было показано что в сварном шве образуются вторичные осадки, например, фаза  $\theta'(Al_2Cu)$  и очень небольшие

количества включений, таких как  $Al_{11}Cu_5Mn_3$  и  $Al_7Cu_2Fe$ . Zhang и др. [93] исследовали микроструктуру и коррозионные свойства сплава 2A97 (Al-3.7Cu-1.5Li), сваренного лазерным лучом. Показано, что в зоне плавления сварного шва образовались фазы  $T_1(Al_2CuLi)$ ,  $T_B(Al_7Cu_4Li)$  и  $R(Al_5CuLi_3)$ . Распределение междендритных интерметаллидов было неоднородно по сварному шву. Nan и др. [94] получили T-образные соединения, состоящие из двух алюминиево-литиевых сплавов 2060 (Al-3.9Cu-0.8Li)/2099(Al-2.95Cu-1.87Li) методом двусторонней лазерной сварки с присадочными проволоками CW3 (Al-6.2Cu-5.4Si) и AA4047 (Al-12Si). В сварном шве были зафиксированы фазы  $T(AlLiSi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . При использовании проволоки AA4047 T-фаза была основной упрочняющей фазой в сварном шве, а при использовании проволоки CW3 фаза  $T_2$ . Wang и др. [95] при исследовании лазерного сварного шва сплава 2195 (Al-4.05Cu-0.96Li) обнаружили в зоне плавления фазы  $\delta'(Al_3Li)$  and  $\theta'(Al_2Cu)$ . Faraji и др. [96] исследовали возможность гибридной лазерной сварки сплава 2198 (Al-3.5Cu-1.1Li) и сообщили об оптимизированных энергетических параметрах сварки.

Как мы видим, фазовый состав зоны плавления сварного шва зависит от соотношения концентрации легирующих элементов Cu, Li, Mg в исходном сплаве а также от использования наполнителя. Кроме этого, распределение упрочняющих фаз в твердом растворе и на границах дендрита в сварном шве может быть различно, и отличаться от основного сплава. Факт наличия упрочняющих фаз в сварном шве не позволяет выявить связь с изменением механических характеристиках, в первую очередь снижением прочности. Методика управления структурно-фазовым составом сварного шва не разработана.

В таблице 1.3 и 1.4. согласно обзору [62] обобщены данные по прочностным свойствам сварных соединений выполненных двумя промышленными технологиями лазерной сваркой и сваркой трением с перемешиванием для промышленных термически упрочняемых алюминиевых сплавов используемых в авиа и ракетостроении, где  $t$  – толщина сплава,  $\sigma_B$  – временное сопротивление исходного сплава,  $\sigma_{B\text{ CB}}$  – временное сопротивление сварного шва и  $k = \sigma_{B\text{ CB}}/\sigma_B$

коэффициент ослабления временного сопротивления сварного шва к исходному сплаву.

Таблица 1.3– Механические характеристики исходного сплава и сварного шва выполненных лазерной сваркой термически упрочняемых алюминиевых сплавов аэрокосмического назначения, согласно [62].

Сплав / применение проволоки	Толщина, мм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{B\text{CB}}$ , МПа	k, %	Авторы
Система Al-Cu-Mg					
AA2024-T3	1.25	480	384	80	Alfieri et al.
AA2024-T3	3.0	463	364	79	Ahn et al.
AA2024-T3/ AA4043	3.0	463	370	80	Ahn et al.
AA2024-T3	3.2	480	317	66	Alfieri et al.
AA2024-T3 (обшивка) AA7050-T76 (стрингер)/ AA4047	2.0 (обшивка), 2.0 (стрингер)	490	445	91	Enz et al.
2A14-T6	2.0	428	262	61	Wang et al.
Система Al-Cu-Mg-Ag					
AA2139-T8/ AA4047	3.2	460	350	76	Daneshpour et al.
AA2139-T3	3.2	465	320	69	Carrarin
AA2139-T3	3.2	465	294	63	Carrarin
Система Al-Cu-Li					
AA2198-T3/ AA4047	3.2	461	300	65	Kashaev et al.
AA2198-T3/ AA4047 (PWHT T8)	3.2	495	341	69	Kashaev et al.
AA2198-T8/ AA4047	3.2	495	318	64	Kashaev et al.
AA2198-T3 -AA2198-T8/ AA4047	5.0 (обшивка), 1.9 (стрингер)	430 (AA2198-T3)	335	78	Enz et al.

Сплав / применение проволоки	Толщина, мм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{B\text{CB}}$ , МПа	k, %	Авторы
AA2198-T8-AA2196-T8 / AA4047	3.2 (обшивка), 1.6 (стрингер)	481 (AA2198-T8)	435	90	Kashaev et al.
AA2060-T8/ AA4047	2.0	500	416	83	Zhang et al.
AA2060-T8/ AA5087	2.0	498	317	64	Zhang et al.
AA2060-T8-AA2099-T83 / AA4047	2.0 (обшивка), 2.0 (стрингер)	501 (AA2060-T8)	391	78	Han et al.
AA2060-T8-AA2099-T83/ Al-6.2%Cu-5.4%Si (T-joint)	2.0 (обшивка), 2.0 (стрингер)	501 (AA2060-T8)	411	82	Han et al.
2A97-T3/	1.5	390	235	60	Ning et al.
2A97-T3/ AA2319	1.5	390	191	49	Ning et al.
2A97-T4/	2.0	446	370	83	Fu et al.
Система Al-Mg-Li					
AA1420/ AA2319	5.0	391	223	57	Yan et al.
AA1420/ AA2319	5.0	391	267	68	Yan et al.

Таблица 1.4 – Механические характеристики исходного сплава и сварного шва выполненных сваркой трением с перемешиванием термически упрочняемых алюминиевых сплавов аэрокосмического назначения, согласно [62]

Сплав	Толщина, мм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{B\text{CB}}$ , МПа	k, %	Авторы
Система Al-Cu-Mg					
AA2024-T3	1.6	417	369	88	Dalle Donne et al.
AA2024-T3	3.0	457	402	88	Khodir et al.
AA2024-T3	3.2	543	470	87	Niu et al.

Сплав	Толщина, мм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{B\text{ CB}}$ , МПа	k, %	Авторы
AA2024-T3	4.0	497	413	83	Dalle Donne et al.
AA2A14-T6	6.0	460	345	75	Zhang et al.
AA2219-T87	5.0	–	–	72	Bala Srinivasan et al.]
AA2219-T6	5.0	445	307	69	Liu et al.
AA2219-T6	6.0	416	329	80	Xu et al.
AA2219-T6	7.5	432	347	80	Liu et al.
Система Al-Cu-Mg-Ag					
AA2139-T8	3.2	451	412	91	Campanile et al.
AA2139-T3	3.2	415	397	88	Velotti et al.
AA2139-T8	3.2	451	404	89	Velotti et al.
Al-Cu-Mg-Ag Alloy (T8)	5.0	455	400	89	Nikulin et al.
Система Al-Cu-Li					
AA2195-T8	1.0	614	432	70	Shukla and Baeslack
AA2198-T8	1.8	518	386	75	Gao et al.
AA2198-T8	2.0	479 (	348	72	Li et al.;
AA2198-T851	3.0	510	417	82	Goebel et al.
AA2198-T851	3.1	530 (515 <sup>a</sup> )	413	78 (80)	Le Jolu et al.
AA2198-T851	3.2	475	379	80	Wang et al.
AA2198-T8	3.2	--	418	80	Rao et al.
AA2050-T3	20.0	390	292	75	Sidhar et al.
AA2060-T8	2.0	532	435	82	Cai et al.
Система Al-Mg-Li					
01420 Al-Li	2.0	481	414	86	Wei et al.

a

Технологические достижения в Мире в области лазерной сварки плавлением позволяли получать механические характеристики современных термически упрочняемых алюминиевых сплавов аэрокосмического назначения на уровне 63-85% от характеристик исходного сплава.

В тоже самое время исследователи лазерной сварке термически упрочняемых алюминиевых сплавов во многом не учитывают в комплексе особенности образования фаз в трехмерном объеме сварного шва, многоуровневый характер структуры, масштаб и распределение химических элементов в результате лазерного воздействия, что зачастую не позволяет достигнуть оптимального баланса механических и технологических свойств сварного шва.

#### **1.3.4 Методы повышения механических свойств лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.**

Для повышения механических характеристик сварных соединений в ИТПМ СО РАН было предложено два подхода на основе пост обработки сварного шва. Первый подход основан на холодной пластической деформации сварного шва с разной степенью деформации. Второй подход на основе термической постобработки сварного соединения в виде закалки и искусственного старения, который оказался наиболее эффективным с точки зрения достижения основной цели проекта получения высокопрочных сварных соединений.

Так впервые перспективность повышение прочностных свойств сварных соединений, полученных с помощью лазерной сварки алюминий-литиевых сплавов системы Al-Mg-Li за счет пластической деформации сварного шва показано в работах [97,98]. При лазерной сварке без проволоки сплава 1424 системы Al-Mg-Li показали повышение временного сопротивления до уровня 95 % от прочности исходного сплава.

Повышение механических характеристик сварных соединений за счет постобработки на основе пластической деформации и термообработки в виде закалки и искусственного старения апробирована в одно время в трех научных группах. А именно группа ИТПМ СО РАН Маликов А.Г., Оришич А.М., Карпов



Е.В., совместная группа МГТУ им. Баумана и ВИАМ Шиганов И.Н., Холопов А.А., Йода Е. Н., Пантелеев М. Д. и А. А. Скупов, группа под руководством Kashaev N. и др., Institute of Materials Research, Helmholtz-Zentrum, Germany.

Маликов А.Г. и др. в работах [99,100] показали что пластическая деформация сварного шва сплава 1424 повышает временное сопротивление до 90%.

Шиганов и др. в работе [101] при лазерной сварке сплавов В-1461 и В-1469 системы Al-Cu-Li с присадочной проволокой Св 1201, содержащей редкоземельные элементы, показали, что центр сварного соединения характеризуется дисперсионным упрочнением с образованием очень мелких частиц  $Al_3Se$  и  $Al_3Zr$ , распределенный по границам зерен. Термическая обработка сварных соединений в условиях T1 позволила повысить временное сопротивление сварных соединений до уровня 90% от прочности исходного сплава.

Kashaev N. и др. [102] показали, что при термообработке лазерных сварных соединений сплава 2198 в режиме T8 временное сопротивление увеличился с 318 до 341 МПа и составил 67% от прочности исходного сплава.

Маликов А.Г. и др. работе [103] при лазерной сварке без проволоки впервые, для сплава В-1469 системы Al-Cu-Li постобработка лазерных сварных соединений привела к повышению временного сопротивления до уровня 90 % от значений исходного сплава в состоянии поставки.

Далее Маликовым А.Г. в соавторстве была предложена оптимизация термической обработки (ТО) для достижения близких к исходному сплаву значений всех механических характеристик при статическом растяжении лазерных сварных соединений, и показана ее эффективность. Это был не тривиальный подход. Дело в том, что ТО необходимо проводить для всего образца, включающего как разупрочненный шов, так и упрочненную часть сплава. Таким образом, ТО должно было выполнить две взаимно противоречивые задачи. С одной стороны обеспечить изменение фазового состава сплава по замкнутому циклу, т.е. вернуть его в процессе ТО в исходное состояние, а с другой стороны в шве необходимо было создать упрочняющие фазы, доведя его прочность до прочности

исходного сплава. Именно это обстоятельство не позволяло априори использовать известные схемы ТО, которые применяются при промышленном производстве сплавов системы Al-Li. Возможно, поэтому же отсутствовали научные исследования по оптимизации ТО для сварных соединений сплавов системы Al-Li.

Оптимальные схемы ТО были найдены, получены механические характеристики (временная прочность, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) фактически равные исходному сплаву. Подтверждением этого является более 22 публикации в ведущих отечественных и зарубежных журналах, из них 7 относятся к Q1 по SJR ([www.scimagojr.com](http://www.scimagojr.com)).

При этом были обнаружены новые закономерности влияния основных легирующих элементов Cu, Mg и Li на механические свойства. Например: изменение параметров решетки твердого раствора в процессе ТО, слабое влияние закалки на прочность шва сплавов, легированных Mg и определяющее влияние оптимальной закалки для сплавов, легированных Cu, дающее увеличение прочности на величину порядка 80-130 МПа в зависимости от концентрации Cu. Природа этих закономерностей остается открытой и указывает на наличие различных механизмов упрочнения в зависимости от химического состава легирующих элементов Cu, Mg и Li за счет разных режимов формирования упрочняющих фаз сварного шва на стадии закалки и искусственного старения. Исследование этих явлений принципиально важно как для понимания физики процесса формирования упрочняющих фаз, так и для создания новых алюминиево-литиевых сплавов с уникальными свойствами.

Хорошо известно, что более высокой пиковой прочности можно достичь благодаря хорошо сбалансированному образованию когерентных и последующих полукogerентных кристаллической решетки Al, выделений зон ГП и метастабильных частиц интерметаллидных фаз, которые служат препятствием для движения дислокаций. Движущиеся при пластической деформации дислокации перерезают зоны ГП и метастабильные частицы, однако упругие деформации, существующие вокруг зон, нарушение упорядоченности в расположении атомов

при прохождении дислокаций через зоны, обуславливают повышение напряжения, необходимого для движения дислокаций. Диффузионные процессы в твердом растворе и их влияние на образование стабильных фаз подробно исследованы для смеси Al–Cu–Mg. Здесь важно подчеркнуть различие двух процессов. При затвердевании расплава сварного шва формирование фаз на границах субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией, т.е. диффузионными процессами в жидкой фазе. При закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее.

Температурная зависимость коэффициента диффузии ( $D$ ) имеет вид  $D=D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ , где  $D_0$  – постоянная величина, характеризующая систему;  $Q$  – энергия активации, которая определяет величину энергии, требующейся для вырывания атома из кристаллической решетки;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура. Видно, что коэффициент диффузии тем меньше, чем выше энергия активации и возрастает с увеличением температуры.

Интерметаллидные частицы с отличной от матрицы кристаллической решеткой и упорядоченным расположением атомов представляют собой более серьезное препятствие для движения дислокаций; дислокации не перерезают, а обходят эти частицы, образуя петли и накопление дислокаций. По мере того, как расстояние между частицами при старении уменьшается, напряжение, необходимое, чтобы изогнуть дислокации и протолкнуть их между частицами, возрастает, что и приводит к повышению предела текучести. Именно поэтому максимальный эффект упрочнения наблюдается при тех режимах старения, при которых образуются дисперсные, равномерно распределенные в матрице на небольших расстояниях одна от другой интерметаллидные частицы. Укрупнение частиц и увеличение расстояний между ними приводит к снижению прочности. При выборе режима старения (температуры и продолжительности), как правило, исходят из условия обеспечения максимальной прочности. Все эти процессы требуют специального изучения и оптимизации.

#### 1.4 Выводы по главе 1

Рассмотрены основные принципы лазерной сварки алюминиевых сплавов. Показано что использование режима кинжального проплавления позволяет сваривать алюминиевые сплавы толщиной более 1 мм.

Термически упрочняемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы исследованию благодаря высоким механическим свойствам находят широкое применение в авиакосмическом машиностроении. Высокие механические свойства достигаются за счет термомеханической обработки. В зависимости от соотношения концентраций основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, выделяются различные упрочняющие фазы, роль их в механизме упрочнения различна. Показана перспективность создания неразъемных сварных соединений с помощью лазерной сварки.

Анализ литературных данных по лазерной сварке термически упрочняемых алюминиевых сплавов показал, что существует проблема, состоявшая в том, что статически механические характеристики (временное сопротивление на разрыв, предел текучести и относительное удлинение) лазерных сварных соединений, которые непосредственно связаны со структурными и фазовыми изменениями исходного материала в результате лазерного воздействия оставались низкими и составляла 50-80 % от значений исходного сплава. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений, являются принципиальными важными для авиа и ракетостроения. На этапе проектирования конструкций самолета крайне важно знать механические свойства сплава при растяжении, которые часто коррелирует с вязкостью разрушения и усталостной прочностью. Слабо установлено влияние структурно фазового состава сварного шва на механические свойства лазерных сварных соединений. Фазовый состав зоны плавления сварного шва зависит от исходного фазового состава материала, соотношения концентрации основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, а также от использования присадочного материала в процессе сварки. Кроме этого, распределение упрочняющих фаз в твердом растворе и на границах дендрита в

сварном шве может быть различно, и отличаться от основного сплава. Факт наличия упрочняющих фаз в сварном шве не позволяет выявить связь с изменением механических характеристик, в первую очередь снижением прочности.

Получение высокопрочных лазерных сварных соединений представляет собой актуальную научную задачу, решение которой представлены в диссертационной работе.

## Глава 2. Материалы и методы исследований.

### 2.1. Выбор термически упрочняемых алюминиевых сплавов

В качестве термически упрочняемого алюминиевого сплава Al-Cu-Mg выбран сплав Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 2.9$ ), который широко используется в аэрокосмической промышленности в качестве элементов фюзеляжа, силовых элементов каркаса, шпангоутов и т.д. Высокие отношения прочности к массе, высокая устойчивость к повреждениям, являются следствием использования меди и магния в качестве основных легирующих элементов, а также соответствующей термомеханической обработки.

В качестве термически упрочняемых алюминиево-литиевых сплавов были выбраны следующие марки.

Сплав 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li ( $C_{Mg}/C_{Li} \approx 2.5$ ) который является промышленным сплавом авиационного назначения (сварные герметичные отсеки, окантовки иллюминаторов, люки и лючки, компоненты кабины и др.). Использование данного сплава в авиа- и ракетостроении позволяет снизить массу клепаной конструкции на 12%. Данный сплав был применен в конструкции самолетов Як-36, Як-38, МиГ-29М, Су-27, Як-42, Ту-204. На получение максимальных свойств, зависящих от формирования зеренной структуры в листах из сплава 1420, решающее влияние оказывают фазовые превращения, протекающие в процессе изготовления листов и приводящие к изменению характера распределения избыточных интерметаллидов, их объемной доли и дисперсности. Сплав 1420 отличается значительной гетерофазностью и сложностью фазовых превращений при нагреве и охлаждении в процессе гомогенизационного отжига, горячей прокатки, промежуточных смягчающих термообработок при холодной прокатке и окончательной закалке [104].

Сплав 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li ( $C_{Mg}/C_{Li} \approx 2.9$ ) является улучшенной модификацией сплава 1420 за счет дополнительного легирования цинком и скандием при некотором снижении содержания лития и магния. Данный сплав отличается от сплава 1420 более высокими характеристиками статической

прочности, вязкости разрушения, малоциклового усталости и проявлением эффекта сверх пластичности, а также хорошей коррозионостойкостью. Сплав 1424 является перспективным сплавом в замен сплава 1933 в конструкции нового самолета Sukhoi SuperJet New и ИЛ-114-300 [24,25,105].

Среднепрочный высоко ресурсный промышленный сплав 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 1,88$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 0,85$ ) - является перспективным для внедрения в авиапромышленность, за счет высокой технологичности при холодной и горячей деформации в замен сплава 1163 [41,105–108]. Обладает хорошей коррозионной стойкостью и рекомендуется для обшивки фюзеляжа и внутреннего силового набора самолета [109]. Данный сплав используется в качестве обшивочных листов для самолетов Бе-200, Бе-103, а также в конструкции нового самолета Sukhoi SuperJet New и ИЛ-114-300.

Высокопрочный сплав В-1461 разработан на базе системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 9$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 1,5$ ) [24,25,105]. По сравнению со сплавом 1460 в нем снижено содержание лития и дополнительно введены легирующие добавки цинка и марганца. Сплав В-1461 нашел применение в ПАК Т-50 и ракета носитель Ангара.

Сплав В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 13$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 3,25$ ) первый в России алюминиево-литиевый сплав, который по удельной прочности превосходит существующие алюминиевые деформируемые сплавы и обладает, при этом, высокими характеристиками коррозионной стойкости, трещиностойкости и усталостной долговечности [110–113]. Данный сплав является наиболее перспективным алюминиевым сплавом для применения в силовых конструкциях ракетно-космической техники в замен сплава В95очТ2.

Данные алюминиево-литиевые сплавы разработаны в ФГУП «ВИАМ» и защищены патентами РФ.

Сплавы в состоянии поставки в виде листов толщиной 1,5 мм - Д16Т 1,4 мм-1420, толщиной 1,4 мм-1441, толщиной 2 мм В-1461 были приобретены на Каменском-Уральском металлургическом заводе (ОАО «КУМЗ»). Сплавы 1424ТГ1

толщиной 1,5 мм и В-1469Т1 толщиной 1,8 мм предоставлены ФГУП «ВИАМ». Данные сплавы являются термически упрочняемыми.

Типичный химический состав исследуемых сплавов представлен в таблице 2.1 [107]. Кроме представленных основных хим. элементов в сплавах могут присутствовать хим. элементы Fe, Ti, Ca, Si в незначительном количестве.

Таблица 2.1 – Химический состав алюминиево-литиевых сплавов (вес.%)

Наименование сплава и система легирования	Хим. Элемент								
	Al	Cu	Mn	Li	Zr	Sc	Mg	Ag	Zn
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	осн	4,4	0,5	–	–	–	1,5		
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	осн.	–	–	2,1	0,1		5,2	–	
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	осн.	–	–	1,65	0,01	0,06	4,9	–	0,6
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	осн.	1,7	–	2,0	0,1	–	0,9	–	–
В-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	осн.	2,7	–	1,8	0,09	0,7	0,3		0,6
В-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	осн.	3,9	–	1,2	0,12	0,08	0,03	0,35	0,2

В таблице 2. 2 представлены механические характеристики данных сплавов в состоянии поставки. Где  $\rho$  - плотность,  $\sigma_b$  временное сопротивление на растяжения,  $\sigma_{0,2}$  предел текучести,  $\delta$  относительного удлинения.



Таблица 2.1 – Механические характеристики исследуемых сплавов.

Наименование сплава и система легирования	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	2,77	433	308	20,6
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	2,47	450	280	18,5
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	2,54	512	366	7,2
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	2,59	440	340	14,3
B-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	2,64	550	470	10,1
B-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	2,71	556	514	10,4

Данные сплавы представляет собой твердый раствор  $\alpha$ - Al с включением легирующих элементов в алюминии образующие различные фазы. На основе литературных данных [22,107,114–118] в таблице 2. 3 представлен фазовый данных сплавах и основные упрочняющие фазы.

Таблица 2.3 – Фазовый состав исследуемых сплавов.

Наименование сплава и система легирования	Фазовый состав	Упрочняющие фазы
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	S(Al <sub>2</sub> CuMg), $\theta$ (Al <sub>2</sub> Cu), T(Al <sub>20</sub> Cu <sub>2</sub> Mn <sub>3</sub> ) Al <sub>7</sub> CuFe <sub>2</sub> , Al <sub>12</sub> (Fe, Mn) <sub>3</sub> Si	S(Al <sub>2</sub> CuMg)
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), $\beta'$ (Al <sub>3</sub> Zr), S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi)	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi), $\beta'$ (Al <sub>3</sub> Zr), Al <sub>3</sub> Sc,	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ), $\beta'$ (Al <sub>3</sub> Zr), S'(Al <sub>2</sub> CuMg)	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), S'(Al <sub>2</sub> CuMg)
B-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), $\theta$ (Al <sub>2</sub> Cu), T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi), T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ), $\beta'$ (Al <sub>3</sub> Zr), Al <sub>3</sub> Sc, S'(Al <sub>2</sub> CuMg),	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi)
B-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), $\theta$ (Al <sub>2</sub> Cu), $\beta'$ (Al <sub>3</sub> Zr), Al <sub>3</sub> Sc, T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi), T <sub>2</sub> (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> ).	T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi), $\theta$ (Al <sub>2</sub> Cu),

Все выбранные алюминиево-литиевые сплавы обладают свойствам свариваемости различными видами сварки: сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка, лазерная сварка, лазерная сварка с присадочной проволокой, электро-лучевая сварка, но при этом сварные швы имеют низкие механические свойства.

## 2.2. Экспериментальная установка и диагностическое оборудование

Лазерная сварка встык алюминиевых пластин размером 100x50 осуществлялась на автоматизированном лазерном технологическом комплексе АЛТК “Сибирь-1”, разработанный в ИТПМ СО РАН. включающем непрерывный СО<sub>2</sub>-лазер с мощностью до 8 кВт [119] (см. рис. 2.1)



Рисунок 2.1 – АЛТК «Сибирь 1»

АЛТК состоит:

Газоразрядный  $\text{CO}_2$ -лазер оснащенный СФУР-резонатором [120].

Характеристик генерируемого излучения следующие:

- Длина волны излучения  $\lambda = 10.6$  мкм;
- Мощность излучения до 8 кВт;
- Качество пучка  $\text{BPP} = 4.7$  мм\*мрад;

Лучепровод включает следующие компоненты: плоские зеркала и фазовращающее зеркало, которое позволяет преобразовать плоскую поляризацию излучения в круговую поляризацию.

Двухкоординатный технологический стол портального типа, перемещающий сварочная головка относительно свариваемого листа. Значения основных характеристик стола:

- рабочее поле – 1.5 x 2.5 м;

- максимальная скорость перемещения – 50 м/мин;
- точность позиционирования – 0.1 мм.

Сварочная головка включает в себя фокусирующую ZnSe линзу, газодинамическое сопло защищающее сварное соединение от окисления, а также механизм позволяющий перемещать положение линзы вдоль оси пучка.

Лазерное излучение фокусировалось на поверхности сплава с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием 254 мм (см. рис. 2.2.). Образцы шириной 50 - 100 мм алюминиевых сплавов размещались на универсальном столике со специальными зажимами. Сварка производилась встык. Для защиты сварного шва и корня шва, через специальные сопла подавался инертный газ (гелий).

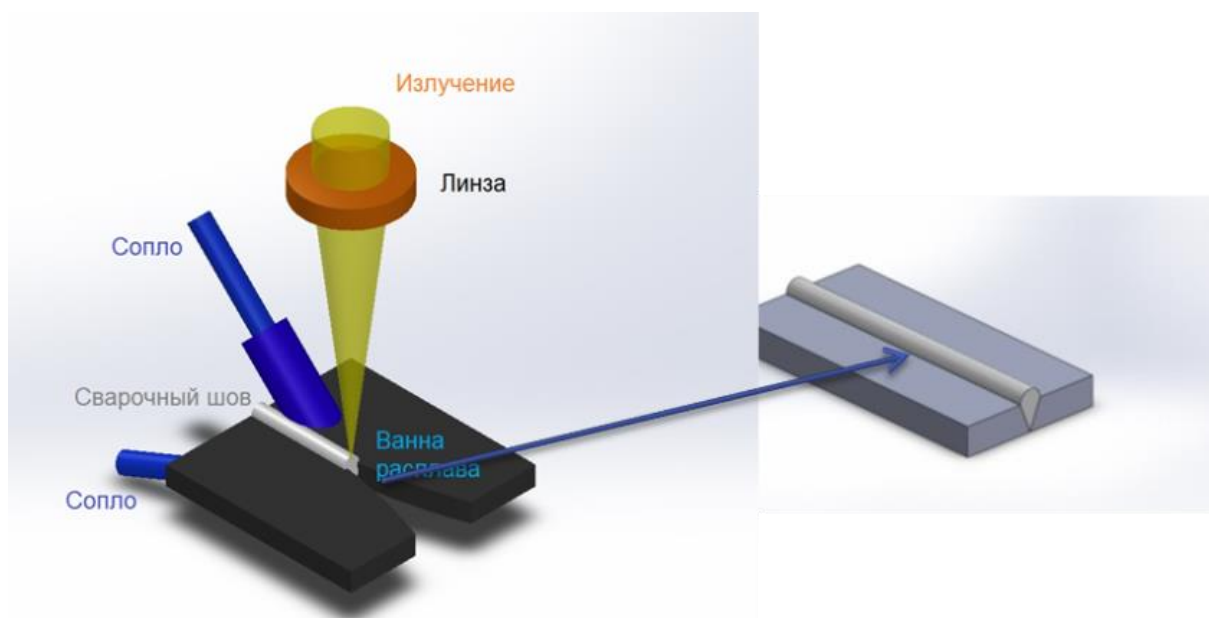


Рисунок 2.2 – Схема лазерной сварки.

Алюминиевые сплавы обладают высокой отражательной способностью. Но при определённой пороговой плотности мощностью излучения  $10^6$  Вт/см<sup>2</sup> начинается расплавление металла. После начала плавления коэффициент отражения снижается и начинается интенсивное плавление с образованием парогазового канала. Данная пороговая плотность мощности достигается при определенном сочетании условий сварки (фокусировки лазерного излучения, мощности и скорости процесса)

При использовании линзы с фокусным расстоянием 254 мм и диаметром падающего излучения 30 мм минимальный размер сфокусированного излучения для используемого лазера ( $BPP = 4.7 \text{ мм} \cdot \text{мрад}$ ); при составляет  $\approx 180 - 200 \text{ мкм}$ . При мощности лазера более 1 кВт пороговая плотность мощности достигается при данной фокусирующей системе.

Одной из особенностей сварки алюминиево-литиевых сплавов является необходимость устранения оксидной пленки сложного состава, образующейся на поверхности сплава при взаимодействии с окружающей атмосферой. Оксидная пленка устранялась с помощью химического фрезерования на толщину  $0,15 \div 0,20 \text{ мм}$ . Непосредственно перед сваркой кромки образцов зачищались до блеска с помощью металлического шабера. Лазерная сварка производилась в режиме кинжального проплавления.

При выполнении аналитических исследований фазового состава лазерных сварных использовали установку класса «мегасайенс» входящую в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальная станция "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" (ИЯФ СО РАН). Часть исследований выполнялись на базе оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «Наноструктуры» (ИФП СО РАН).

На рисунке 2.3 представлена схема лазерной сварки, а также схема, по которой были подготовлены образцы для испытаний на растяжение, металлографических исследований с применением оптической и растровой и просвечивающей электронной микроскопии, структурно-фазовых исследований с использованием синхротронного излучения на установки класса «мегасайенс».

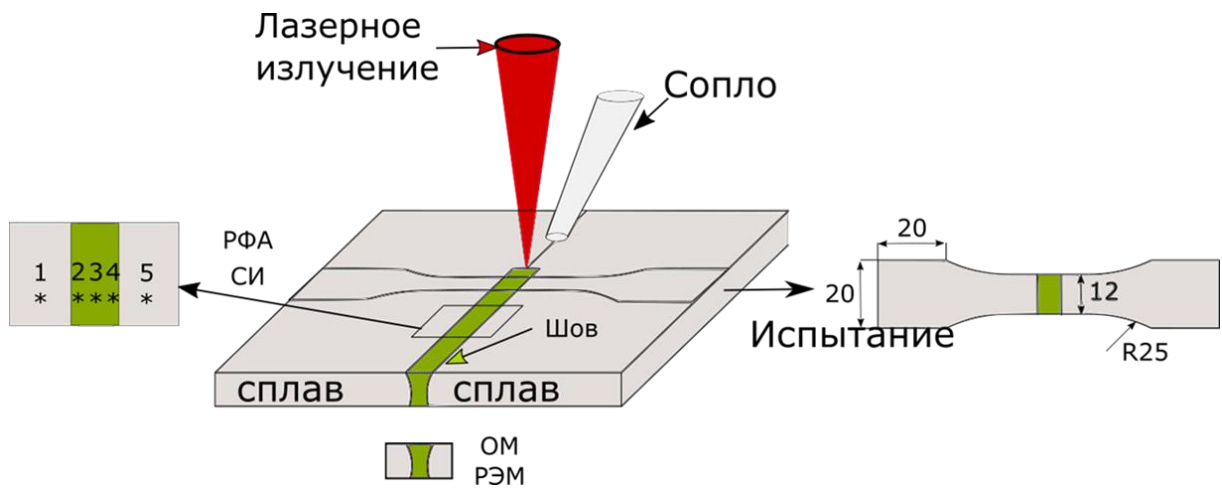


Рисунок 2.3 – Схема лазерной сварки и подготовки образцов для исследований.

Дифракционные исследования на просвет проводились на установке класса «мегасайенс» с помощью синхротронного излучения с длиной волны  $0.3685 \text{ \AA}$  на станции Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" 4-го канала накопителя ВЭПП-3 в геометрии Лауэ [121] в Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН, к.х.н Анчаровым А.И.

Схема регистрации рефлексов фаз с помощью синхротронного излучения показана на рисунке 2.4.

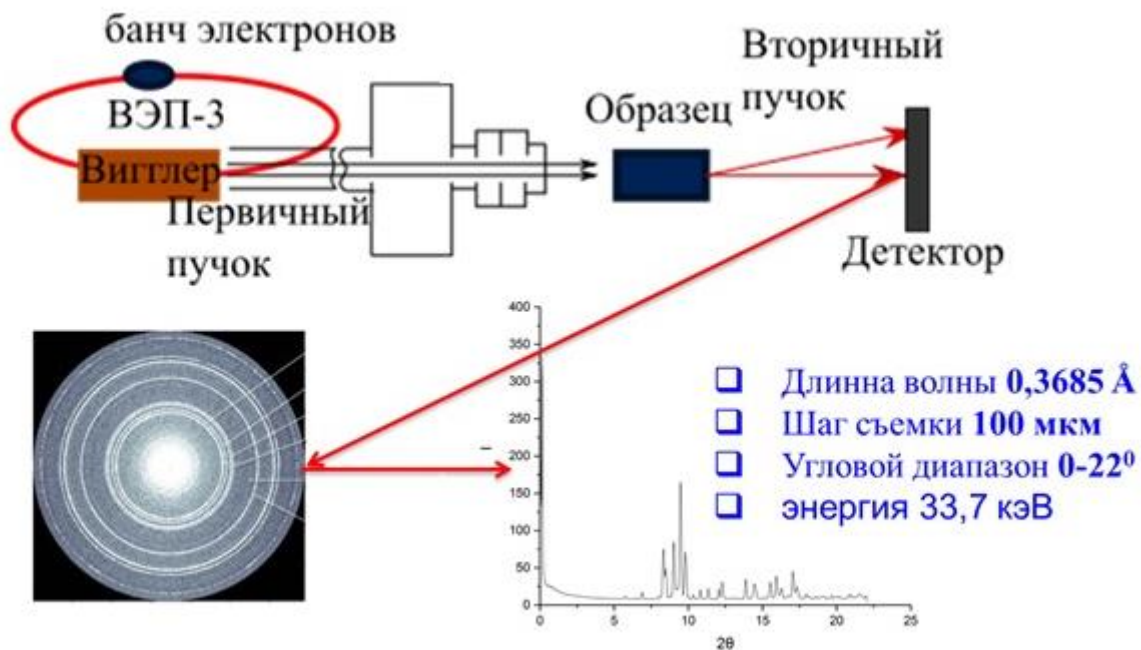


Рисунок 2.4 – Схема регистрации рефлексов фаз с помощью синхротронного излучения.

Синхротронное излучение возникает при движении релятивистских заряженных частиц (в основном электронов) по криволинейным траекториям, в нашем случае в накопительном кольце установки при наличии Вигглера. Оно распространяется по касательным к траекториям движения и представлено в виде узкого пучка, распространяющегося с малой расходимостью на большое расстояние. Специальный коллиматор формирует излучение в пучок размером 0.1x0.4 мм, что позволяло отдельно изучать дифракцию на просвет, как сплава, так и сварного шва. При использовании съемки по способу Лауэ (на просвет) в рассеянии фотонов участвует весь объем вещества на пути пучка излучения. Жесткое синхротронное излучение дает возможность проводить структурные исследования на реальных объектах. Длина волны используемого излучения – 0.3685 Å. Так как уменьшение длины волны синхротронного излучения приводит уменьшению углов дифракции, то и основная часть структурной информации будет сосредоточена в узком дифракционном конусе. Это позволяло использовать плоский двухкоординатный детектор и зарегистрировать основной набор дифракционных максимумов. Использование такого детектора дает возможность

получать информацию не только о положении и интенсивности дифракционных колец, но и о распределении интенсивности дифрагированного излучения по кольцу. При неподвижном образце по виду дифракционных колец можно судить о размере кристаллитов и текстуре. При данных исследованиях вклад в дифракционную картину дают не только поверхностные слои образца, а весь объем вещества, сквозь который проходит поток излучения. Регистрация дифракционных колец проводилась с помощью двухкоординатного детектора Mar345. Для проведения исследований фазового состава сплава и центра сварного шва использовался пучок монохроматизированного синхротронного излучения с сечением 100\*400 мкм. Полученные дифракционные кольца проинтегрированы по радиусу и пересчитаны для  $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ . Измерение проводились в 5 точках, в сплав0е, зоне термического влияния, зоне плавления (см. рис. 2.3). Фазовый анализ определялся с помощью кристаллографической базы данных PDF-4.

Основные преимущества синхротронного излучения заключаются: жесткий рентген, высокая яркость пучка на более  $10^6$  фотонов/сек раз выше чем излучение рентгеновской трубки, детектирование литий содержащих фаз размером менее 50 нм, определение фазового состав в объеме материала, малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала, не требует сложной пробоподготовки. Применение синхротронного излучения позволяет точно определить литий содержащие фазы. Следует отметить, что литий, который входит состав исходного материала в виде литий содержащих фаз, методом EDX анализе при растровой электронной микроскопии и EDAX анализе при просвечивающей электронной микроскопии не обнаруживается в силу малости сигнала характеристического рентгеновского излучения от легких элементов.

По завершении процесса сварки, все образцы отправлялись на нарезку. Образцы для испытаний на прочность изготавливались согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009 при помощи фрезерования (см. рис. 2.5).



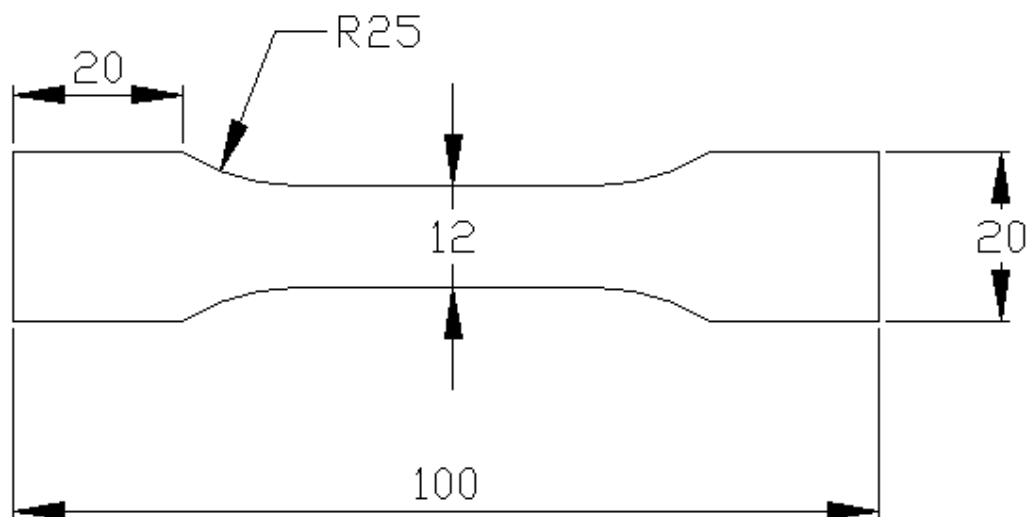


Рисунок 2.5 – Чертеж образцов для испытаний.

Механические характеристики сварных соединений измеряли при статическом растяжении на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100 (см.рис.2.6) в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, д.ф.-м.н. Карповым Е.В.

Поскольку в сварном образце деформация существенно неоднородна по длине, точное измерение относительного удлинения с помощью внешнего тензометра невозможно. Для сравнения деформирования образцов использовалось относительное удлинение рабочей части, определявшееся по перемещению подвижной траверсы. Эта величина далее приводится на графиках в качестве деформации. Для каждого режима было испытано минимум по 3 образца.



Рисунок 2.6 – Фотография электромеханической испытательной машины  
Zwick/Roell Z100

Образцы для испытаний на малоцикловое нагружение изготавливались из пластин со сварным швом таким образом, что шов находился посередине рабочей части образца и располагался перпендикулярно его продольной оси. Для крепления образцов при испытаниях в термокамере, имеющей ограниченный внутренний объем, использовались захваты со штыревой оснасткой ввиду их компактности. Чертеж образцов показан на рисунке 2.7.

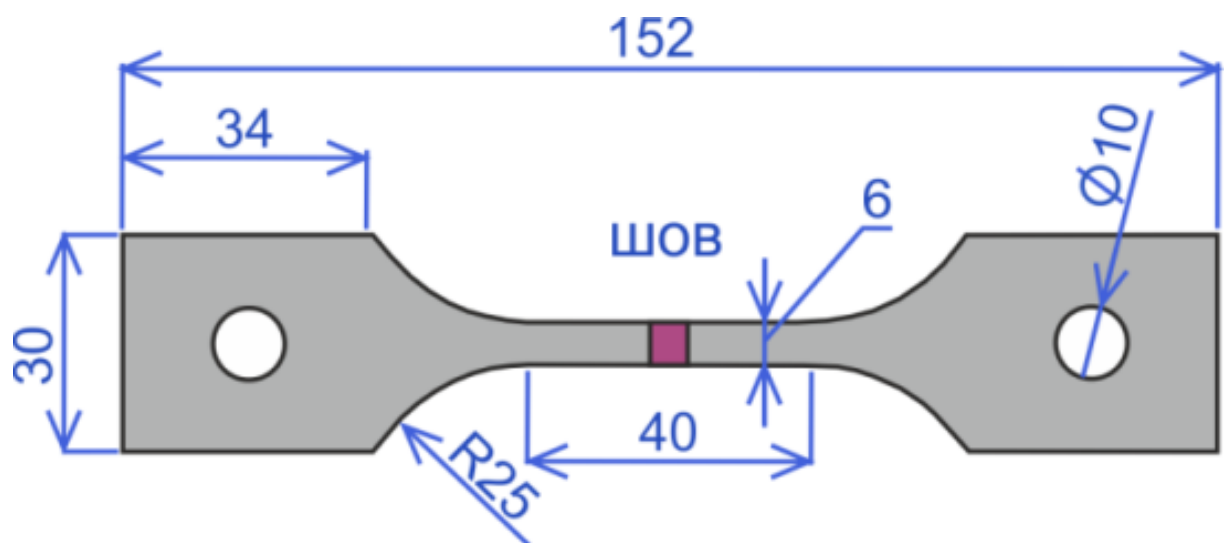


Рисунок 2.7 – Чертеж образцов для малоцикловых испытаний в термокамере.

Испытания проводились при значениях температуры  $T_{test} = -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ , где нижняя граница соответствует полету на большой высоте или условиям крайнего Севера, а верхняя является предельной температурой, при которой еще не происходит необратимых изменений фазовой структуры.

Испытания проводились на универсальной электромеханической машине для испытания материалов Zwick/Roell Z100 в термокамере, где образцы после стабилизации температуры тяг и захватов испытываются при постоянной температуре (см. рисунок 2.8), Нагрев осуществляется с помощью ТЭНа, отгороженного от рабочего пространства, охлаждение – с помощью испарения жидкого азота. Стабильность температуры достигается за счет конвекции.

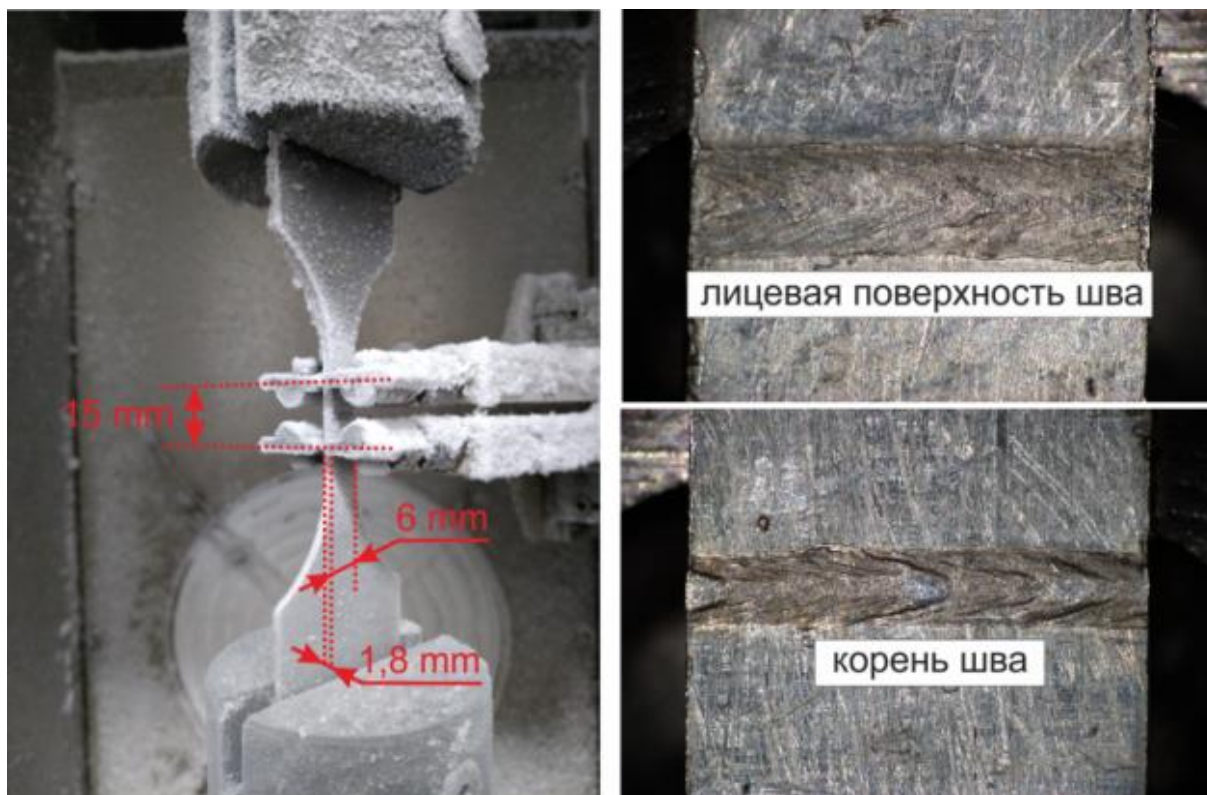


Рисунок 2.8 – Образец со сварным соединением сплава В-1461 при испытании в термокамере с установленными щупами экстензометра (сварной шов находится между верхними и нижними щупами).

Записывались нагрузка, время и относительное удлинение, которое определялось экстензометром с измерительной базой 15 мм. Испытания проводились с целью оценить влияние температуры на разрушение сварных соединений при многократном нагружении. Малоцикловое нагружение

осуществлялось в пульсирующем режиме (рис.2.9). Минимальное значение напряжения в одном цикле составляло  $\sigma_{\min} = 50$  МПа. Оно было выбрано, чтобы избежать осцилляций вблизи нуля. В качестве максимального значения нагрузки в цикле  $\sigma_{\max}$  для каждого образца использовалось значение нагрузки, достигаемой при заданном относительном удлинении. Схема нагружения приведена на рис. 2.8.

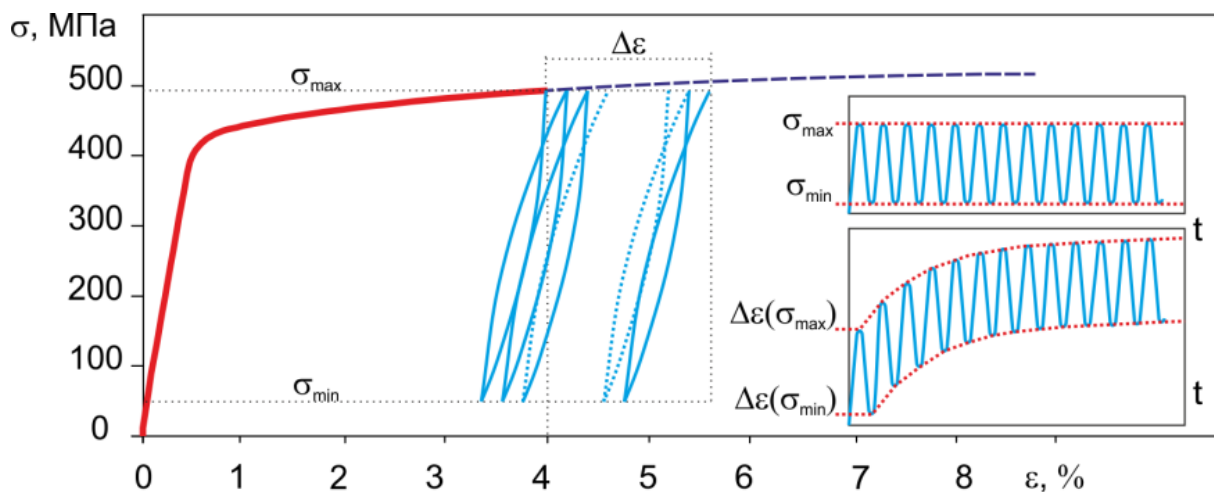


Рисунок 2.9 – Схема циклического нагружения.

При испытаниях записывались диаграммы нагрузки, времени и деформации по базе контактного экстензометра, щупы которого вводятся в камеру. База измерения составляла 15 мм.

Термообработку образцов производили в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры (см.рис.2.10). Для поиска режима оптимальной термической обработки (ТО) образца, включающего один сварной шов, исследовалось влияние закалки: т.е выдержки в течении 30 мин в интервале температур  $320^{\circ}\text{C} - 560^{\circ}\text{C}$  с последующим охлаждением в воде и искусственного старения в интервале температур  $120^{\circ}\text{C} - 200^{\circ}\text{C}$  при времени выдержки 8-40 часов.



Рисунок 2.10 – Фотография камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры

Фазовый состав поверхности образцов осуществлялась с помощью рентгеновской дифракция на отражение в Институте химии твердого тела и механохимии СО РАН, к.ф.-м.н. Булиной Н.В. Регистрация дифрактограмм на отражение осуществлялась на дифрактометре D8 Advance (см.рис. 2.11) с использованием характеристического излучения медного анода рентгеновской трубки Cu-K $\alpha$  ( $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ ), никелевого фильтра для подавления рефлекса от излучения Cu-K $\beta$  и линейного позиционно чувствительного детектора Lynx-Eye. Рефлексы от излучения Cu-K $\beta$ , отмечены на рентгенограммах символом «\*».



Рисунок 2.11 – Фотография дифрактометра D8 Advance

В силу малости сигнала и размеров сварного шва при регистрации дифрактограмм была разработана методика измерения с помощью РФА, показанная в работах [122,123]. В целях увеличения площади, подвергнутой лазерной обработке (для проведения рентгеноструктурного анализа), выполняли массив дорожек из лазерных швов с полным проплавлением с различным шагом между дорожками 1 и 3 мм (рис. 2.12)

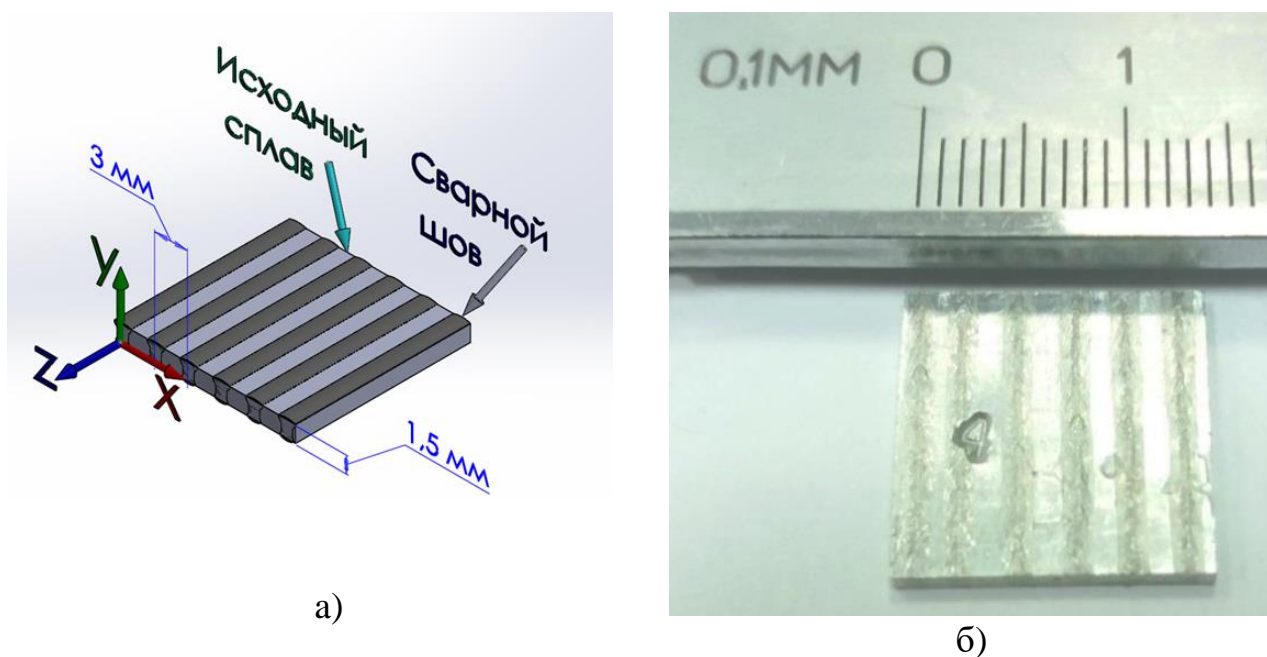


Рисунок 2.12 – Схема массива лазерных швов: а - принципиальная схема; б - фотография массива.

Анализ образцов с массивами сварных швов проводился сверху, после шлифовки на глубину 0.4 мм. Анализ проводился с поверхности образца, со шлифованного на глубину до  $\frac{1}{4}$  от толщины сплава сверху и снизу, и с обратной стороны корня шва. Параметры решетки алюминиевого сплава и размер кристаллитов определяли из рентгенограмм на отражение методом Ритвельда в программе для полнопрофильного анализа Topas 4.2 (Bruker AXS, Германия).

Для микроскопических исследований с помощью сканирующего электронного и оптического микроскопа использовались образцы поперечного сечения сварного шва. Поверхность обрабатывалась на шлифовальных комплексах (см.рис.2.13) с использованием полировочной бумаги с зерном 180, 320, 640 и 1200 единиц. Далее образцы полировались с использованием суспензий 9,6,3, и 0,1 мкм.



После полировки производилось травление образцов в реактиве Келлера (HF 1 ml, HCl 1.5 ml, HNO<sub>3</sub> 2.5 ml, and H<sub>2</sub>O 95 ml).



Рисунок 2.13 – Фотография системы пробоподготовки.

Оптические изображения получены с помощью конфокального сканирующего микроскопа OLYMPUS LEXT 3000 (см.рис.2.14). Микроскоп предназначен для наблюдения и анализа поверхностей материалов и микроструктур с максимальным разрешением 120 нм в плоскости XY и 10нм по оси Z. Диапазон увеличений: 5×, 10×, 20×, 50×, 100×. В качестве источниками света используется лазерный диод с длиной волны 405нм для лазерного сканирования и светодиодный источник для стандартных оптических исследований.



Рисунок 2.14 – Фотография конфокального сканирующего микроскопа.

Микро- и наноструктурные исследования исходных сплавов и сварных швов, а также фактографическая поверхность изломом проводились с использованием растровых электронных микроскопов Zeiss MERLIN Compact (см.рис.2.15), LEO 1430 VPI, снабженный энергетическим детектором IPX OXFORD, Hitachi SU8220, оснащенных детектором обратно рассеянных электронов (режим BSD), позволяющим получать изображения химического контраста, а также детектором вторичных электронов (режим SE). предназначен для анализа микропрофиля поверхности. Для достижения высокого разрешения с микроскопом MERLIN Compact использовался детектор In-lens Duo. Данный детектор обеспечивал эффективное обнаружение сигнала за счет обнаружения вторичных (SE) и / или обратно рассеянных (BSD) электронов и минимизации времени до изображения.



Рисунок 2.15 – Фотография сканирующего электронного микроскопа Zeiss MERLIN Compact.

Анализ структурно-химических особенностей сварного шва выполнен с помощью просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) TITAN 80-300 (FEI) (см.рис.2.16) при ускоряющем напряжении 300кВ, оборудованном Cs корректором и системой для рентгеновского энерго-дисперсионного химического анализа, в Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, к.ф.-м.н. Гутаковским А.К. Для высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ)



исследований образцы препарировались в виде тонких фольг, изготовленных из области массивного образца, содержащего сварной шов.



Рисунок 2.16 – Фотография высокоразрешающего электронного микроскопа Titan 80-300.

Оптимизированная методика препарирования включала предварительную шлифовку и полировку поверхности образца с использованием электролитической установки Struers LaboPol-5 (см. рис. 2.17) и электрохимическое утонение на заключительной стадии в растворе 30% азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ ) и 70% метанола ( $\text{CH}_3\text{OH}$ ) при  $-30^\circ\text{C}$  при напряжении 20В на приборе Struers TenuPol-5. Цифровая обработка экспериментальных ВРЭМ изображений проводилась с использованием коммерческого пакета программ GMS-2.32 (GATAN).



Рисунок 2.17 – Фотография электролитическая установка Struers LaboPol-5.

Для исследования изменений, происходящих в образцах в процессе нагрева, использовался термогравиметрический анализ (ТГ) и дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) на синхронном термоанализаторе STA 449 F5 Jupiter (Netzsch, Германия) (см.рис. 2.18), в Национальном исследовательском Томском политехническом университете, к.т.н. Табакаевым Р.Б. Нагрев образцов в интервале 30-600 °С проводился со скоростью 1 °С/мин, в инертной среде аргона (расход 20 ml per minute) с целью исключения влияния окислительных реакций на результаты исследования.



Рисунок 2.18 – Фотография синхронного термоанализатор STA 449 F5 Jupiter (Netzsch, Германия).

### 2.3 Выводы по главе 2

В качестве термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов для проведения экспериментов по созданию высокопрочных неразъемных лазерных сварных соединений были выбраны: следующие марки: сплав Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, сплав 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li; сплав 1424 системы Al-5.4Mg-1.6Li; сплав 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li; В-1461 разработан на базе системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li; сплав В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

Для формирования и исследования их структуры и свойств было использовано современное технологическое и аналитическое оборудование. Эксперименты по получению лазерных сварных соединений выполнялись на автоматизированном лазерном технологическом комплексе Сибирь, включающем мощный CO<sub>2</sub> лазер, портально-координатную машину. При выполнении аналитических исследований фазового состава лазерных сварных использовали установку класса MegaScience входящую в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальная станция "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" (ИЯФ СО РАН). Часть исследований выполнялись на базе современного оборудования для металлографических исследований входящих в ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «Наноструктуры» (ИФП СО РАН).

### Глава 3. Исследование формирования сварного шва и его характеристик в результате лазерного воздействия

Проведена оптимизация параметров процесса лазерной сварки по энергетическим параметрам: скорости сварки, мощности излучения, диаметра, глубины и места расположения фокусного пятна, а также расхода защитного нейтрального газа с целью получения лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов без внешних дефектов для всех исследуемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

В качестве внешних дефектов подразумевается отсутствие трещин, не проваров, несплошностей, подрезов, раковин, занижений, открытой пористости сварных соединений. Критерием качества внутренней микроструктуры и морфологии лазерного сварного шва стыковых соединений, являлось минимальная пористость, а так же равенство ширины верхней и корневой части и получение X-образного стыкового сварного шва с двумя криволинейными скосами двух кромок [2,124]. X-образная форма сварного шва может иметь преимущества в механических свойствах из-за более симметричного сварного шва по средней линии [62].

Диапазон изменения мощность лазерного излучения  $W$  составлял 2-3,5 кВт, положение фокального пятна лазерного излучения относительно поверхности заготовки -3 до +3 мм,  $V$  скорости сварки 2-5 м/мин (33,3-100 мм/с), расход газа в сопле 3-15 л/мин. Лазерное излучение фокусировалось с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием  $f= 254$  мм. Диаметр лазерного излучения, падающего на линзу  $D = 30$  мм. Согласно формуле  $d = \frac{4\lambda f}{\pi DK} + \frac{kD^3}{f^2}$  (где  $\lambda = 10.6$  мкм длина волны лазерного излучения,  $k = 0,0187$  коэффициент масштаба линзы ее материала  $K=0.7$  коэффициент качества лазерного излучения) диаметр сфокусированного пучка в фокусе составляет  $\approx 168$  мкм для данного типа CO<sub>2</sub>-лазера. Глубина фокусного пятна согласно формуле  $z = \frac{2fd}{D} \approx 2,84$  мм.



На рисунке 3.1.3 представлена зависимость изменения коэффициента  $k$  отношения значений ширины сварного шва верхней и корневой части от  $V$  скорости сварки.

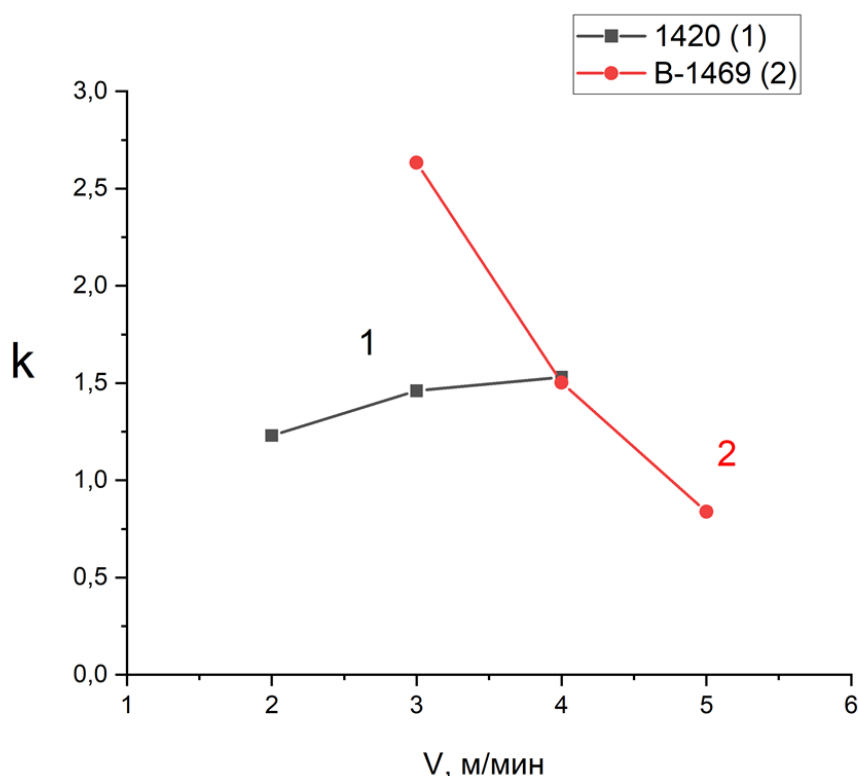


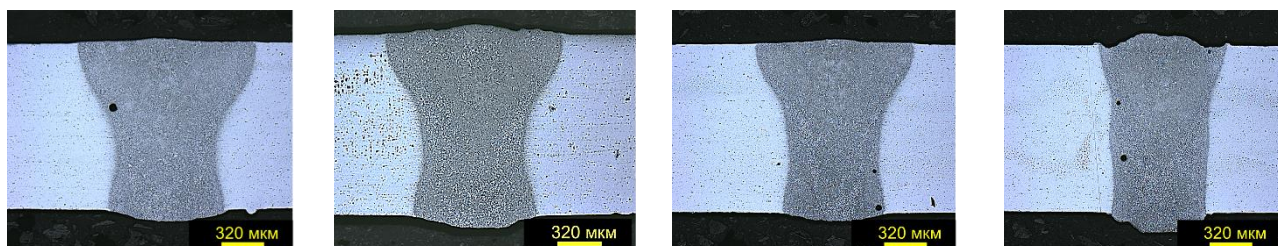
Рисунок 3.1.3 – Зависимость коэффициента  $k$  от скорости сварки  $V$ .

1-сплав 1420, 2- сплав В-1469

Коэффициент  $k$  уменьшается с уменьшением скорости сварки при этом (см. рис. 3.1) X-образность сварного шва исчезает для сплава 1420. Для сплава В-1469 коэффициент  $k$  увеличивается с уменьшением скорости сварки. Это свидетельствует о разном процессе кристаллизации расплава алюминиевых сплавов, содержащих основной легирующий элемент Mg или Cu. Анализируя рисунок 3.1.1 и 3.1.2, скорость сварки равной 4 м/мин можно считать оптимальной для исследуемых сплавов.

На рисунке 3.1.4 и 3.1.5 представлена микроструктура сварного шва при различной мощности лазерного излучения для сплава 1420 и В-1469, при скорости сварки 4 м/мин и заглублении фокуса – 3мм.

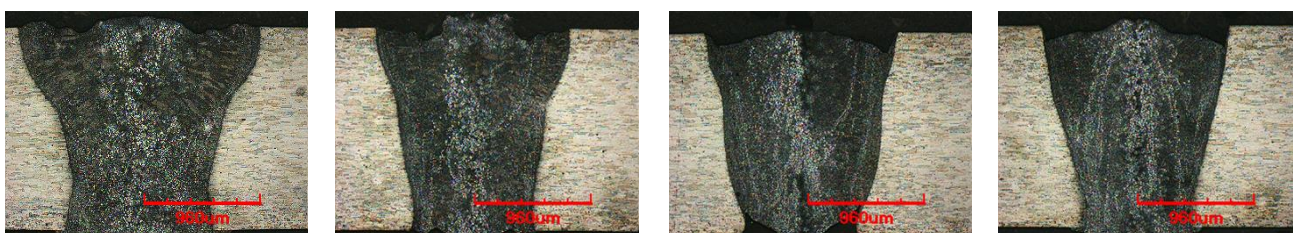




а) б) в) г)

Рисунок 3.1.4 – Фотография микроструктуры поперечного сечения сварного шва в зависимости от мощности лазерного излучения. Сплава 1420

а) 3 кВт, б) 2,7 кВт, в) 2,4 кВт, г) 2 кВт.



а) б) в) г)

Рисунок 3.1.5 – Фотография микроструктуры поперечного сечения сварного шва в зависимости от мощности лазерного излучения. Сплава В-1469

а) 3,3 кВт, б) 3 кВт, в) 2,7кВт, г) 2,5 кВт.

На рисунке 3.1.6 представлена зависимость изменения коэффициента  $k$  отношения значений ширины сварного шва верхней и корневой части от  $W$  мощности лазерного излучения для сплава 1420 и В-1469.

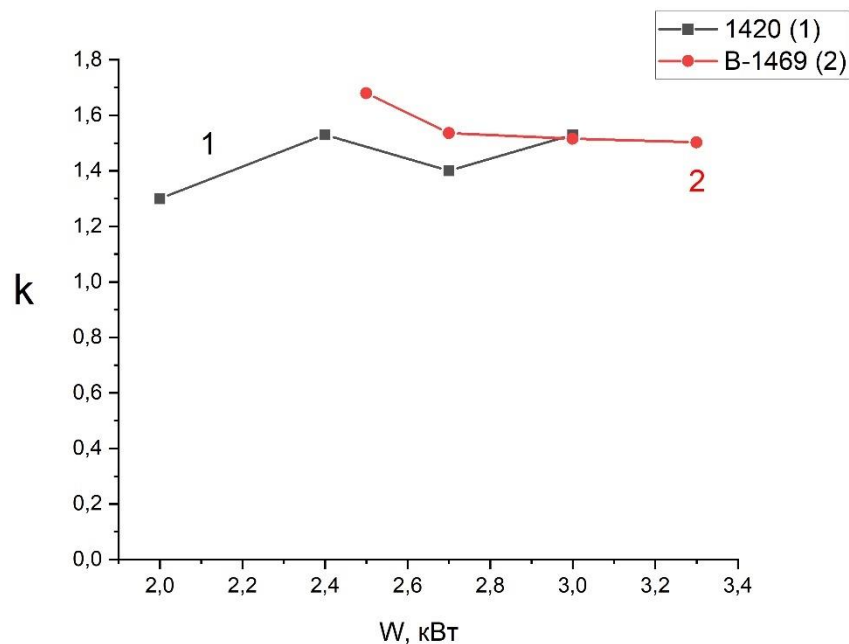


Рисунок 3.1.6 – Зависимость коэффициента  $k$  от мощности  $W$ .

1-сплав 1420, 2- сплав В-1469

Минимальное значение коэффициента  $k$  для сварного шва сплава 1420 достигается при двух значениях мощности лазерного излучения 2,7 и 2 кВт. При мощности 2 кВт отсутствует X-образность сварного, а также наблюдаются подрезы и провисание сварного шва. Для сварного шва сплава В-1469 коэффициент  $k$  уменьшается с ростом мощности лазерного излучения X-образность сварного достигается при мощности 3,3 кВт.

При скорости сварке 4 м/мин и мощности излучения 2,7 кВт для сплава 1420 и 3,3 кВт для сплава В-1469 проведена оптимизация по положению фокуса лазерного излучения относительно верхней границы листа.

На рисунке 3.1.7 и 3.1.8 для сплава 1420 и В-1469 соответственно представлена микроструктура сварного шва при различном положении фокуса  $\Delta f$  относительно верхней границы листа. Согласно рисункам 3.1.7 и 3.1.8 при положении фокуса на поверхности пористость сварного соединения максимальна, при заглублении фокуса вглубь материала пористость снижается. Оптимальное положение фокуса, при котором пористость минимальна, составило – 3мм от верхней границы свариваемого листа.



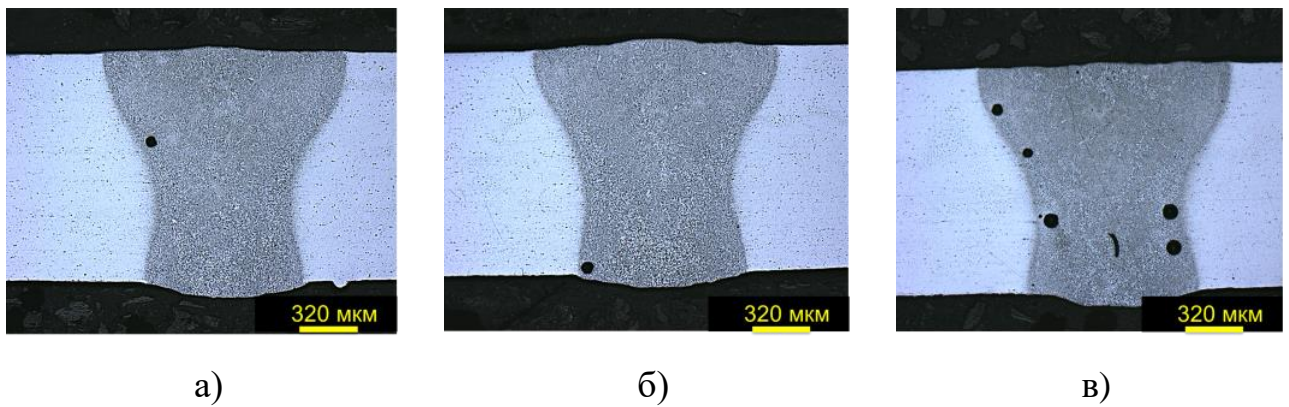


Рисунок 3.1.7 – Оптическая микроструктура поперечного сечения сварного шва при различном положении фокуса. а)  $\Delta f - 3$  мм, б)  $\Delta f - 1,5$  мм, в)  $\Delta f 0$  мм. Сплав 1420.

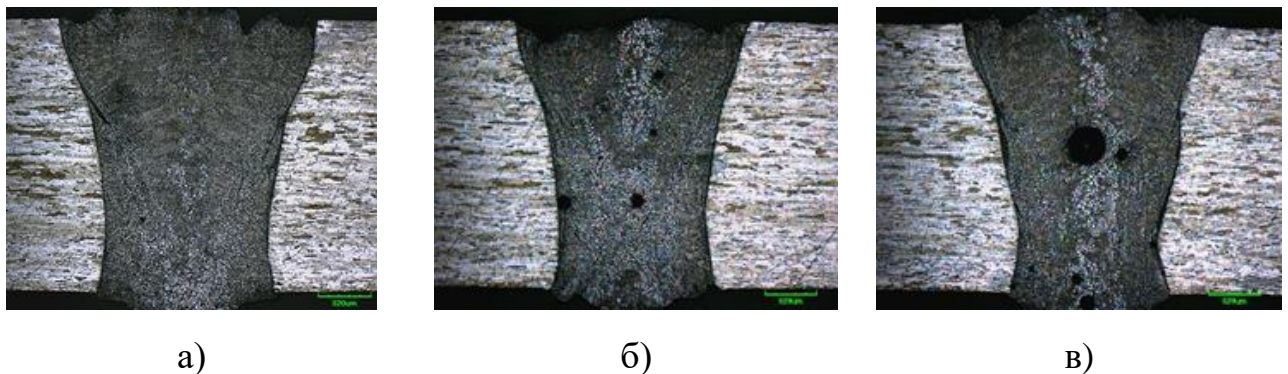


Рисунок 3.1.8 – Оптическая микроструктура поперечного сечения сварного шва при различном положении фокуса. а)  $\Delta f - 3$  мм, б)  $\Delta f 0$  мм, в)  $\Delta f +3$  мм. сплав В-1469.

Механизмы формирования пор; довольно сложен. Гидродинамика течения расплава на стенках парогазового канала имеет доминирующее влияние на дефекты сварного шва [125]. При очень низких скоростях сварки парогазовый канал неустойчив поскольку лазерный пучок облучает переднюю стенку канал это приводит к перемещению расплавленного металла в нижнюю часть сварного шва. При движении лазерного луча происходит процесс схлопывания, в тоже самое время высокая скорость сварки приводит к течению расплава по боковым стенка парогазового канала, но при высоких скоростях может сварки может возникнуть не проплав. Необходимо соблюдать скоростной баланс сварки. Влияние положение фокуса в режиме кинжального проплавления и теплопроводности при лазерной сварки алюминиевых сплавов теоретически подробно рассмотрен работе [126].

Профиль сварного шва в режиме кинжального проплавления был рассчитан на основе баланса энергии на стенке парогазового канала, где температура принималась равной температуре кипения сплава. Трёхмерное температурное поле сварного шва рассчитывалось с учетом теплопроводности. В результате было показано что заглубливание фокуса приводит к увеличению степени проплавления и тем самым снижению пористости сварного шва. Можно предположить, что в нашем случае оптимальный баланс скорости мощности и положения фокуса приводит к снижению пористости сварного шва.

Оптимизация по расходу защитного газа показала, что неокисленный сварной шов получается при расходе защитного газа Гелия свыше 4 л/мин. Сварка проводилась при расходе Гелия 5 л/мин.

На основе проведённых исследований и анализа в таблице 3.1 представлены оптимальные режимы получения лазерных сварных соединений без внешних дефектов в виде подрезов, несплошностей, трещин, пор, провисание сварного шва.

В таблице 3.1 так же представлены оценки энергетических условий получения качественного сварного шва при оптимальных условия сварки для заданной толщины листа: где  $P$  погонная энергия равная отношению  $W/V$ ,  $E$  энергия на единицу объёма расплавленного материала равная  $W/Vth$ , где  $t$  толщина сплава,  $h$  средняя ширина сварного шва.

Таблица 3.1 – Оптимальные энергетические условия лазерной сварки.

Наименование сплава и система	$t$ , мм	$W$ , кВт.	$V$ , м/мин	$\Delta f$ , мм	$P$ , Дж/мм	$E$ , Дж/мм <sup>3</sup>
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	1,5	3	4	-2	23,1	45
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	1,4	2,7	4	-3	39,6	40,5
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	1,5	2,9	4	-3	40,3	43,5
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	1,4	3	4	-3	27,5	45
В-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	2	3,3	4	-3	25	49,5
В-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	1,8	3,5	4	-3	20,99	49,5

Как видно из таблицы 3.1. для медесодержащих сплавов энергия на единицу объема сварного шва выше, чем для сплавов, содержащих магний, при этом значение погонной энергии, наоборот, выше.

В результате проведена оптимизация параметров процесса лазерной сварки исследуемых алюминиевых сплавов: скорости сварки, мощности излучения, диаметра, глубины и места расположения фокусного пятна, а также расхода защитного нейтрального газа с целью получения сварных соединений без внешних дефектов.

### **3.2 Металлографические исследования лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.**

На рисунке 3.2.1 показан общий вид поперечного сечения сварного шва и микроструктура сварного соединения зоны сплавления (ЗП), зоны термического

влияния (ЗТВ) сварного шва и исходного сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg полученные с помощью оптического микроскопа. Микроструктура сварного шва резко отличается от микроструктуры основного сплава. В зоне плавления состоит из разупорядоченных мелких 2-5 мкм дендритов. Зона термического влияния состоит из вытянутых столбчатых дендритов длиной 20-30 мкм и шириной 5-10 мкм. В сплаве наблюдается зеренная структура с размером зерна 10-20 мкм. Разный цвет зерен после травления свидетельствует о различной ориентации.

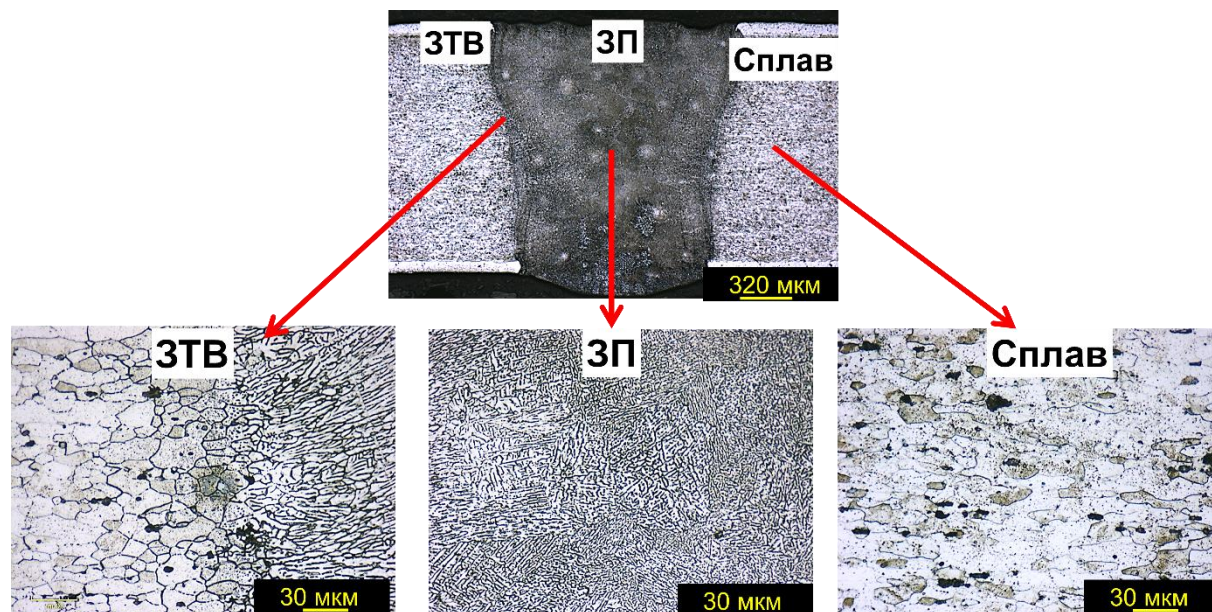


Рисунок 3.2.1 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg

На рисунке 3.2.2 и 3.2.3 показана общий вид поперечного сечения сварного шва и микроструктура сварного соединения зоны сплавления (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ) сварного шва и исходного сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li и 1424 системы Al-5.4Mg-1.6Li полученные с помощью оптического микроскопа.

Микроструктура сварного шва принципиально отличается от структуры основного сплава. Наличие темных областей на микрофотографиях говорит о неровности исследуемой поверхности, что объясняется разной степенью травления. Повышенная неравномерность травления сварной области свидетельствует о



значительном неравномерном распределении легирующих элементов в дендритных зернах сварного шва. Агломераты темного цвета вторичных фаз распределены как внутри дендритных зерен, так и по границе дендрита. Видно, что количество и размер данных агломератов резко возрастает в сварном шве. В исходном сплаве наблюдается слоистая текстура вытянутые зерна дендритов, связанная с прокаткой.

Сварной шов из зоны плавления (ЗП), переходящей в зону термического влияния (ЗТВ) через частично расплавленную зону (ЧРЗ) и равноосную зону (РЗ). Микроструктура центральной зоны плавления имеет дендритную структуру. Зона термического влияния состоит из столбчатых дендритов. В отличие от сплава Д16Т она имеет узкую полосу равноосной зоны и частично расплавленную зону шириной 5–15 мкм. Равноосная зона возникает при сварке алюминиевых сплавов содержащих в своем составе легирующие элементы Li, Zr [127]. Равноосная зона состоит из сферических равноосных зерен размером 3–5 мкм.

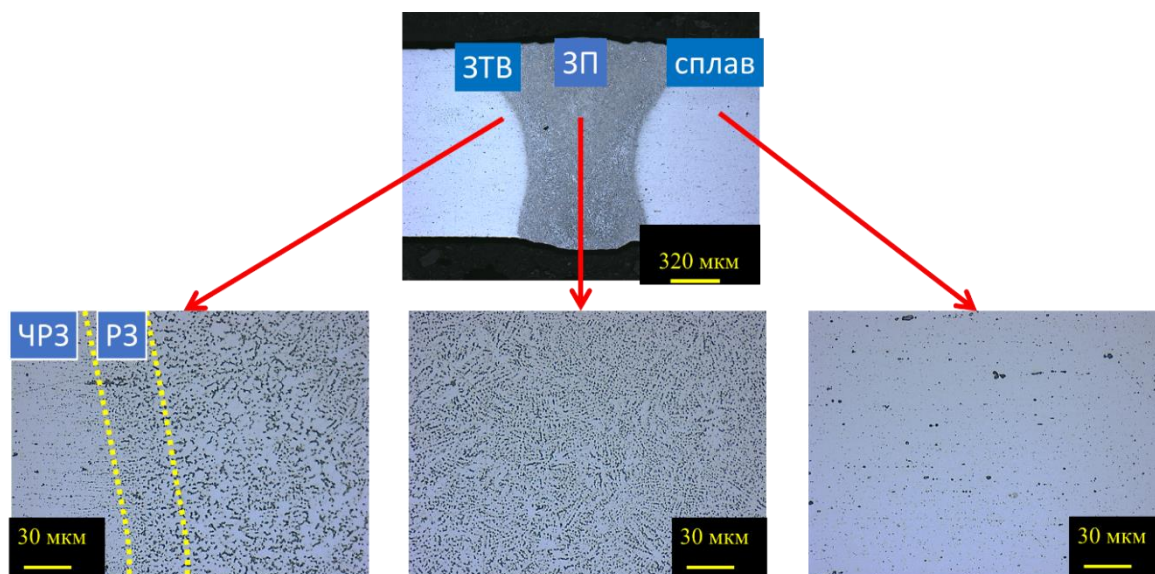


Рисунок 3.2.2 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li

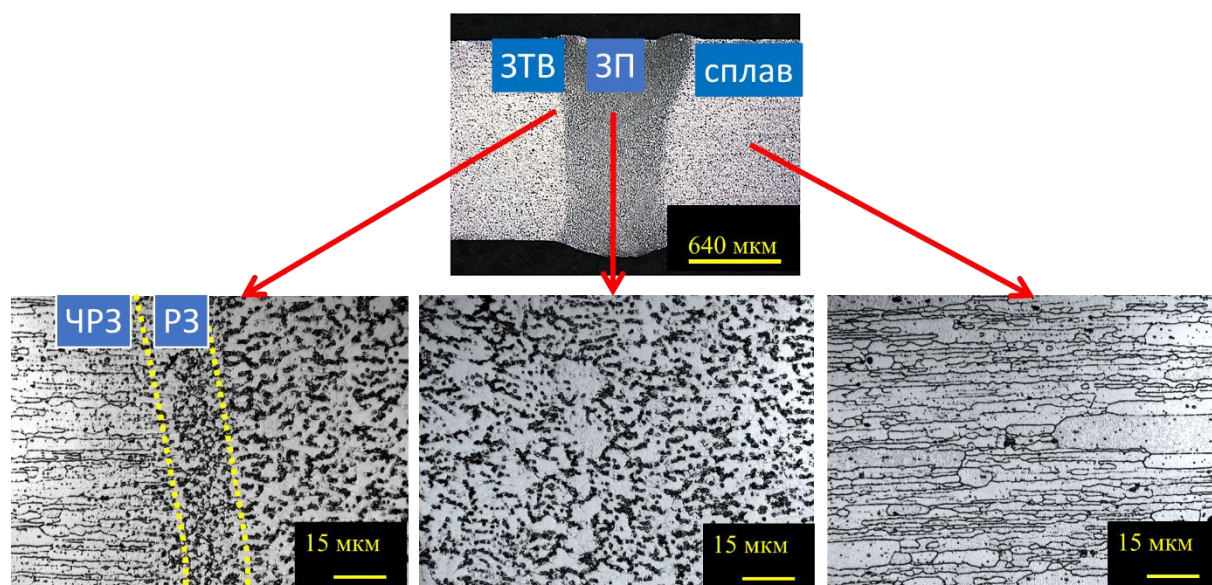


Рисунок 3.2.3 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li

На рисунке 3.2.4 и 3.2.5 показана общий вид поперечного сечения сварного шва и микроструктура сварного соединения зоны сплавление (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ) сварного шва и исходного сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li и 1424 системы Al-5.4Mg-1.6Li полученные с помощью оптического микроскопа.

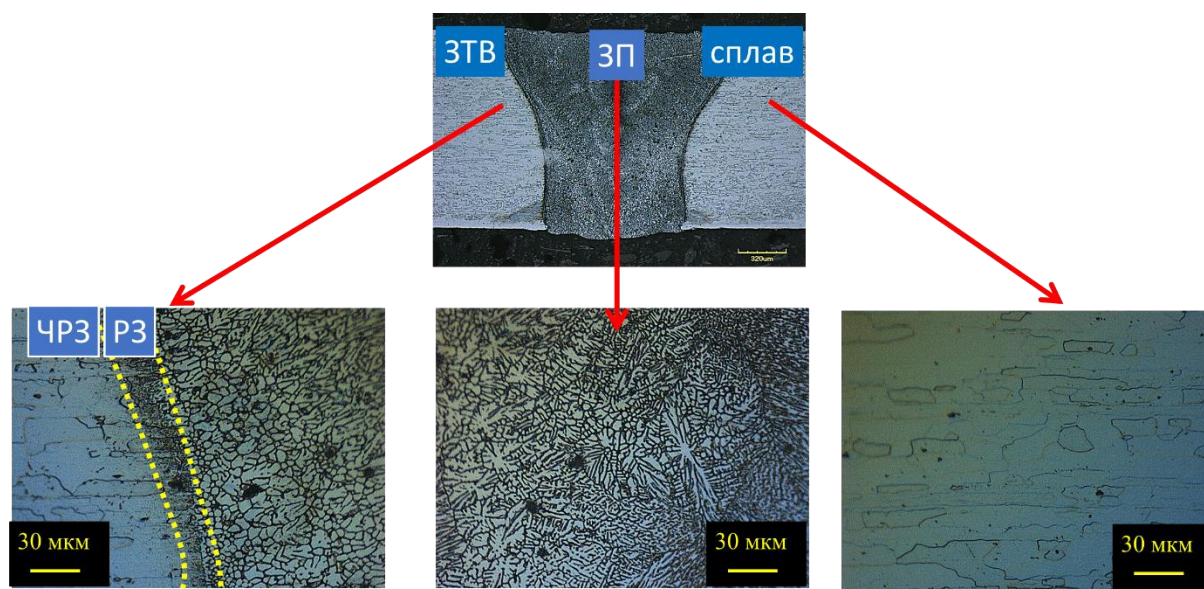


Рисунок 3.2.4 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li



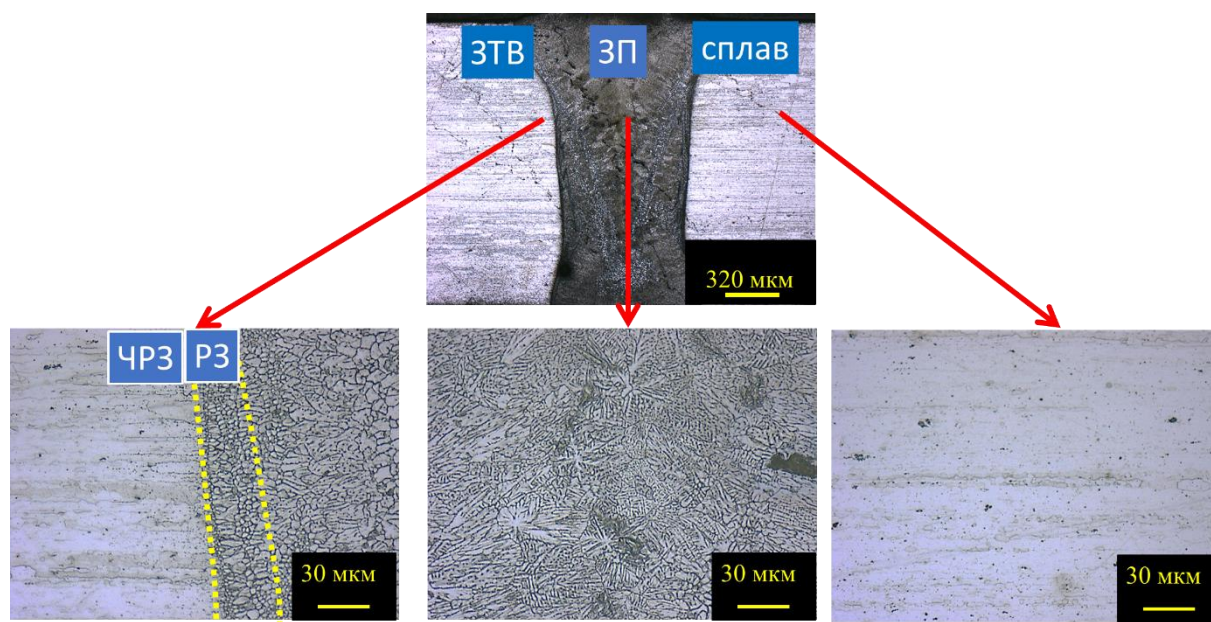


Рисунок 3.2.4 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li

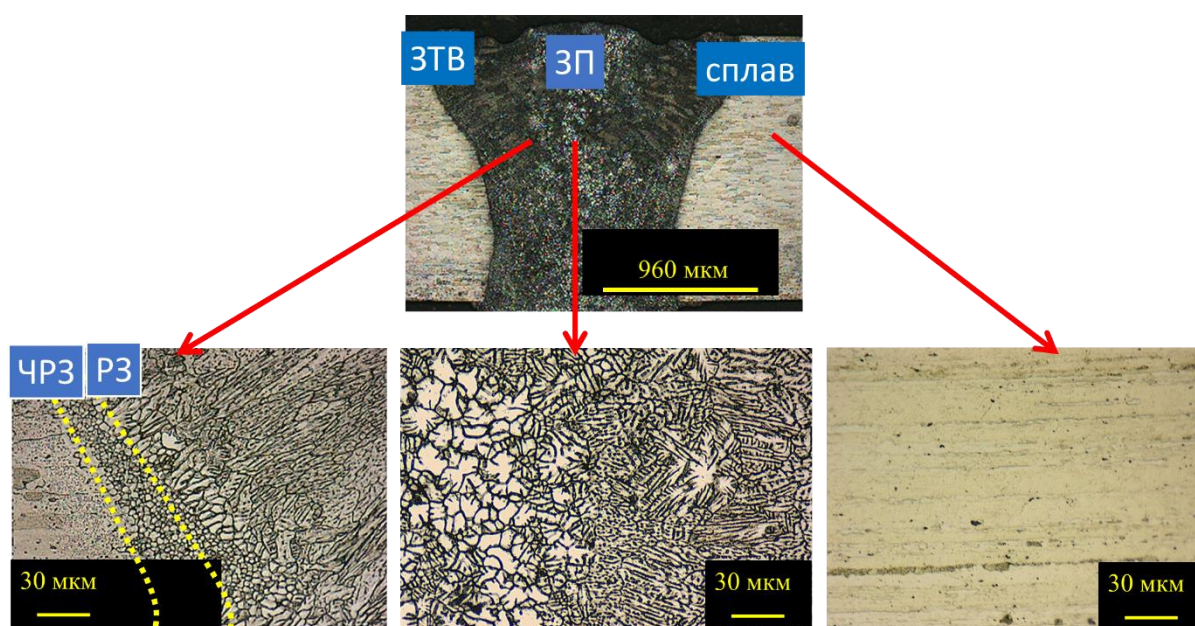


Рисунок 3.2.6 – Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li

Так же, как и для сплавов 1420 и 1424, для медесодержащих сплавов в зоне плавления наблюдается равноосное дендритное зерно. Зона термического влияния состоит из столбчатых дендритов. РЗ состоит из сферических равноосных зерен размером 10-15 мкм. В пределах данной зоны образуется большое количество

мелкоразмерных равноосных зерен с близкой сферичностью, поскольку зернам не хватает времени и пространства для роста ветвей до контакта друг с другом

На структуру кристаллизации при лазерной сварке существенно влияет термический режим сварки изменение температуры от времени. Формирование микроструктуры на границе раздела жидкость-твердое тело влияют два ключевых параметра, градиент температуры  $G$  и скорость кристаллизации  $R$ . Формирование дендритной структуры зависит от отношения  $G/R$  и поскольку лазерная сварка характеризуется очень высокой скоростью затвердевания  $R$ , сварные швы в алюминиевых сплавах имеют структуру, которая состоит из дендритных зерен.

Связь термического воздействия, т.е. скорости охлаждения, с данными параметрами выглядит как  $dT/dt=GR$ .

Таким образом, отношение  $G/R$  определяет морфологию полученной зеренной структуры, а увеличение скорости охлаждения приводит к усилению зародышеобразования, т.е. к уменьшению размера зерна, следовательно, произведение  $G \cdot R$  определяет размер зерен. Значения  $G$  и  $R$  можно выразить следующим образом:

$$G = \nabla T \cdot n \quad (1)$$

$$R = V \cdot i \cdot n \quad (2)$$

где  $n$  - единичный вектор нормали к границе раздела жидкость-твердое тело, а  $i$  представляет единичный вектор направления скорости.

Согласно [128] для градиента температуры на линии изотермы ликвидуса получено выражение:



$$G(P, v) = 2\pi \frac{(T_{liq} - T_0)^3}{\eta_{abs}^2 * P_{Depth}^2} \lambda V \rho C_p \quad (3)$$

и для скорости охлаждения получим

$$\frac{dT}{dt} = GR = 2\pi \frac{(T_{liq} - T_0)^3}{\eta_{abs}^2 * E_{Depth}^2} \lambda \rho C_p \quad (4)$$

где  $T_{liq}$  – температура ликвидуса,  $\eta_{abs}$  – коэффициент поглощения излучения,  $\lambda$  – теплопроводность,  $C_p$  – теплоемкость,  $\rho$  – плотность,  $P_{Depth}$  – удельной мощности лазерного луча равно отношению мощности лазерного излучения  $P$  к глубине сварки  $S$ ,  $E_{Depth} = P/SV$  – линейная энергия лазерного луча на глубину сварки.

Изменение температуры зависит от теплопроводности  $\lambda$  и линейной энергии  $E_{Depth}$ .

Формирование микроструктуры ЗТВ в результате лазерного воздействия сварных швов для исследуемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов имеют различный механизм. В результате кристаллизации расплава в ЗТВ образуются длинные и ориентированные столбчатые кристаллические структуры.

Однако, что касается алюминиевых сплавов, содержащих Zr и Li, кроме столбчатых дендритов присутствует равноосная зона, состоящая из сферических зерен со случайной кристаллической ориентацией, и средним диаметром 5–15 мкм.

В настоящее время считается, что гетерогенное зародышеобразование из-за фазы  $\beta'(Al_3Zr)$  содержащуюся внутри исходного сплава, является общепринятым механизмом образования РЗ [127].  $\beta'(Al_3Zr)$  равновесная фаза обеспечивает достаточный и эффективный центр гетерогенного зародышеобразования во время кристаллизации.

### 3.3 Исследование механических характеристик лазерных сварных соединений при различных температурах при статическом испытании на растяжение.

На рисунке 3.3.1 приведены типичные зависимости напряжения от деформации при различных температурах испытаний для исследуемых сплавов и образцов со сварным соединением.

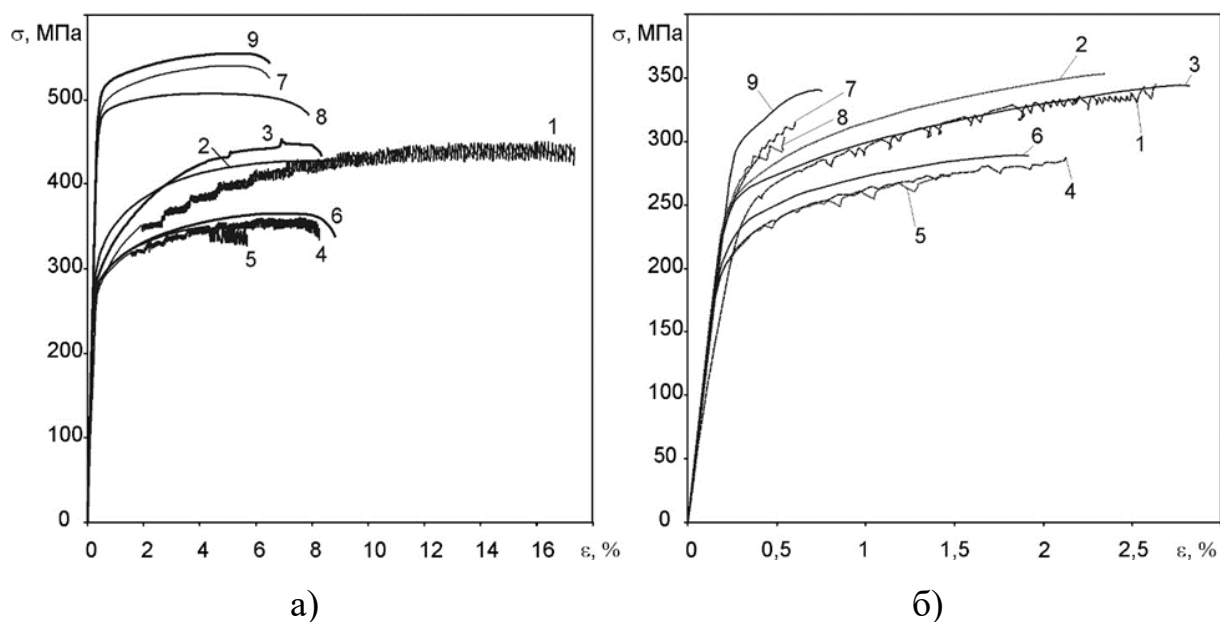


Рисунок 3.3.1 – Зависимость напряжения от деформации для образцов исходных сплавов (а) и образцов со сварными швами (б).

1-3 – сплав 1420 и сварной шов при  $T_{test} = 20, 85, -60$  °С (соответственно),

4-6 – сплав 1441 и сварной шов при  $T_{test} = 20, 85, -60$  °С,

7-9 – сплав 1461 и сварной шов при  $T_{test} = 20, 85, -60$  °С.

В таблице 3.3.1 представлены значения временного сопротивления  $\sigma_B$ , предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительного удлинения  $\delta$  для сплава и образцов со сварным соединением в зависимости от температуры испытаний. Для лазерных сварных соединений оценено предельное удлинение  $\delta_c$ . При статических испытаниях сварных соединений локализация разрушения происходит в сварном шве, шейка не образуется. При оценке  $\delta_c$  исходил из того, что на шов приходится 1/12 измерительной базы датчика, а деформация оставшейся области внутри измерительной базы определяется по кривым напряжения от деформации

исходного сплава при  $\sigma_B$  для шва. Величина  $\delta_s$  больше реального предельного удлинения шва, поскольку при ее вычислении не учитывается ЗТВ. При лазерной сварке размеры ЗТВ невелики и одинаковы на всех образцах, что позволяет использовать  $\delta_s$  для сравнения деформативности швов на разных сплавах при разных значениях температуры.

Таблица. 3.3.1 – Механические характеристики исходных сплавов и лазерных сварных соединений в зависимости от температуры испытаний.

Наименование	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\delta_c$ , %	$T_{test}$ , °C
1420 сплав	452	280	8,34	–	-60
	450	280	17,35	–	+20
	428	290	9,59	–	+85
1441 сплав	445	350	8,83	–	-60
	440	340	8,27	–	+20
	440	340	5,69	–	+85
В-1461 сплав	554	510	6,50	–	-60
	540	490	6,49	–	+20
	507	480	7,88	–	+85
1420 сварное соединение	344	260	2,82	21	-60
	345	260	2,63	13	+20
	353	260	2,34	17	+85
1441 сварное соединение	288	235	1,92	17	-60
	283	220	2,12	19	+20
	273	220	1,47	14	+85
В-1461 сварное соединение	349	315	0,75	6	-60
	316	280	0,61	5	+20
	305	280	0,55	4	+85

Для различных систем легирования значения отношения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  сварного образца к  $\sigma_{0,2}$  исходного сплава различаются, то локализация необратимых деформаций в шве для разных сплавов происходит по-разному.

Согласно таблице 3.3.1 для сплава 1420 системы Al-3.3.2Mg-2.1Li предел текучести сварного образца составляет 0,93 от значений исходного сплава при всех исследуемых температурах, то необратимое деформирование происходит как в материале шва, так и всюду в рабочей части образца.

Для сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li область локализации необратимой деформации уменьшается с увеличением температуры. При температуре испытаний равной  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  приблизительно 40% всей необратимой деформации происходит при нагрузках, превышающих предел текучести исходного сплава. При температуре испытаний равной  $+85\text{ }^{\circ}\text{C}$  эта доля снижается до 6%, то есть материал за пределами шва почти не испытывает пластической деформации.

Для сплава В-1461 предел текучести сварного образца составляет  $\approx 0,6$  от значения исходного сплава, поэтому сплав за пределами шва не выходит из упругого состояния при растяжении сварного образца. Вся необратимая деформация локализована в материале сварного шва.

Анализ деформирования и разрушения сплавов и сварных соединений при растяжении при разных температурах показал следующее.

Для сплава 1420 системы Al-3.3.2Mg-2.1Li пределы прочности и текучести для всех температур испытаний близки, но относительное удлинение при  $T_{test}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$  существенно выше, чем при  $T_{test}=-60\text{ }^{\circ}$  и  $85\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Согласно рисунку 3.3.1 при  $T_{test}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$  после достижения некоторого порогового значения пластической деформации наблюдается эффект Портевена–Ле Шателье в виде чередующихся сбросов напряжения, амплитуда которых увеличивается от начала прерывистой текучести до разрушения от 5 до 20 МПа. Это, говорит о наличии распространяющихся от некоторого источника автоволн локализованной пластической деформации. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Деформационное упрочнение происходит не монотонно, а периодическими скачками. Таким образом, происходит

диссипация внутренней энергии, замедляющая деформационное упрочнение и увеличивающая относительное удлинение.

При температуре испытаний равной  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $85\text{ }^{\circ}\text{C}$ , механизм сброса внутренних напряжений согласно рисунку 3.3.1 не наблюдается, увеличивается скорость деформационного упрочнения. Наблюдаются другие виды прерывистой текучести. При  $T_{test}$  равной  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  на поздней стадии деформирования происходит образования зубцов А-типа (одиночные всплески напряжения), появление которых объясняется возникновением неподвижных очагов макролокализации деформаций. При  $T_{test}$  равной  $85\text{ }^{\circ}\text{C}$  на кривой напряжения от деформации присутствует только единственный сброс напряжения (зубец С-типа), что свидетельствует об образовании одиночной полосы макролокализации пластической деформации (см. рис. 3.3.1 а). Данный сброс появляется на финальной стадии деформирования, когда упрочнение уже прекратилось.

Для образцов со сварным швом возможное образование неподвижных очагов локализации пластической деформации не влияет на предельное удлинение, поскольку деформация изначально локализована в узкой области сварного шва. Предельное относительное удлинение для всех трех температур испытаний близки, причем самое большое значение относительного удлинения достигается при температуре испытаний  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а самое маленькое – для  $T_{test} = +85\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Согласно таблице 3.3.1  $\delta_c$  при  $T_{test} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$  имеет меньшее значение, чем при  $T = -60$  и  $+85\text{ }^{\circ}\text{C}$ . При деформировании шва при  $T = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$  наблюдается прерывистая текучесть, как и при деформировании исходного сплава, она начинается сразу после достижения предела текучести, когда сплав за пределами шва деформируется однородно, и имеет другой характер. Сбросы напряжения начинаются сразу после достижения предела текучести и их частота на порядок меньше, чем частота сбросов в исходном материале.

Обнаружено, что в лазерных сварных швах сплава 1420, проявляется сходный тип прерывистой текучести, отличный от прерывистой текучести в

основном сплаве, служащий причиной снижения предельной деформации и предела текучести (см. рис. 3.3.2).

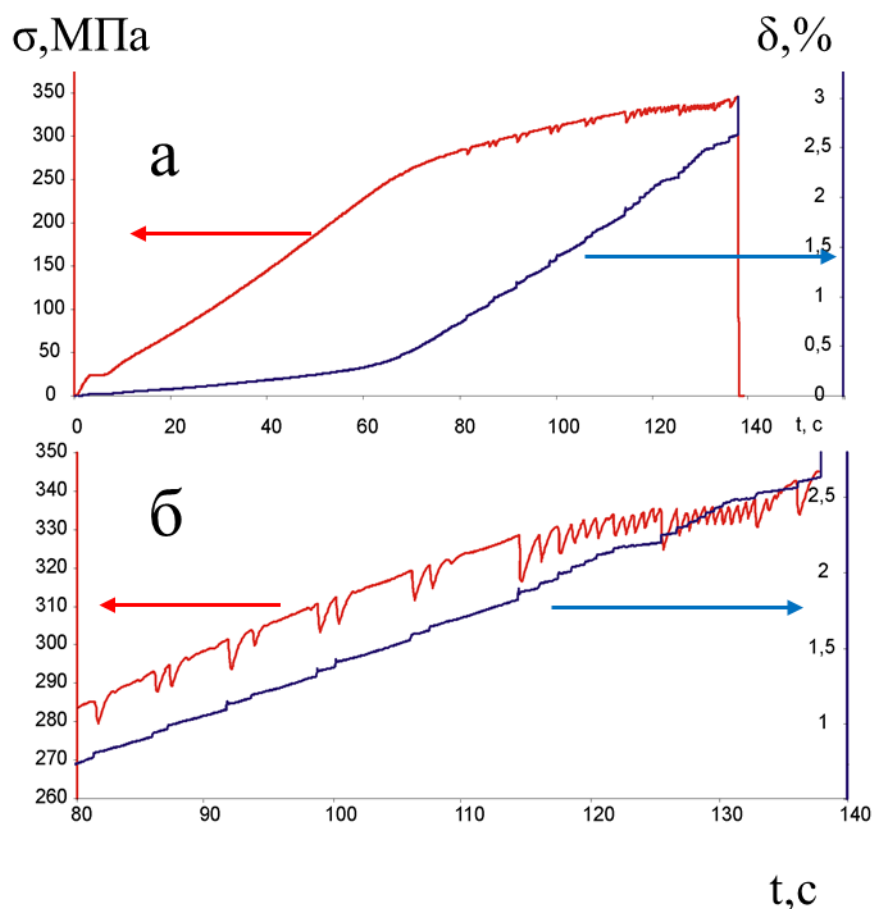


Рисунок 3.3.2 – Неоднородность пластического деформирования в сварном шве (а) и основном сплаве 1420 (б) в зависимости от времени деформации при  $T_{test} = 20$  °С.

Прерывистая текучесть в шве подавляется при охлаждении или нагреве, при этом увеличивается деформативность сварного соединения. Однако, при увеличении температуры деформативность шва снижается из-за увеличения области, в которой происходит развитие трещин. Максимальная деформативность шва, как и максимальная прочность, достигается при низкой температуре.

Для сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li при  $T_{test} = +20$  °С наблюдается прерывистая текучесть того же типа, что и в сплаве 1420, а при испытаниях на  $T_{test} = -60$  °С она отсутствует, но в остальном кривые напряжения от деформации имеют близкое поведение, включая ниспадающую ветвь, указывающую на формирование

развитой шейки, как при комнатной, так и при низкой температуре (см. рис. 3.3.1 а). При температуре испытаний равной +20 и -60 °С значения величин  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$  и  $\delta$  близки. При  $T_{test}$  равной 85 °С значения величин  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$  также близки к соответствующим значениям при других температурах, но относительное удлинение, составляет около 60% от соответствующих значений для других температур. На восходящей ветви кривой напряжения от деформации прерывистая текучесть отсутствует, но появляется на этапе разупрочнения в виде чередующихся сбросов напряжения большой амплитуды (около 5%), сопровождающихся скачкообразным приростом относительного удлинения. Поскольку в данном случае прерывистая текучесть наблюдается на стадии разупрочнения, она не является проявлением эффекта Портевена–Ле Шателье, а свидетельствует о скачкообразном развитии установившейся шейки.

Изменение поведения при изменении температуры для сварных соединений похоже на то, что наблюдается при испытании исходного сплава. Значения  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  близки при всех значениях температур, а  $\delta$  и  $\delta_s$  при  $T_{test}$  равной 85 °С значительно ниже, чем при других температурах. Сравнение кривых напряжения от деформации (см. рис. 3.3.1, б, кривые 4, 5, 6, рис. 3.3.3) показывает, что при температуре испытаний 20 и 85 °С активизируется образование локализованных сдвигов в сварном шве, причем вызываемые ими скачки деформации при  $T_{test} = +85$  °С вдвое больше, чем при  $T_{test} = +20$  °С.

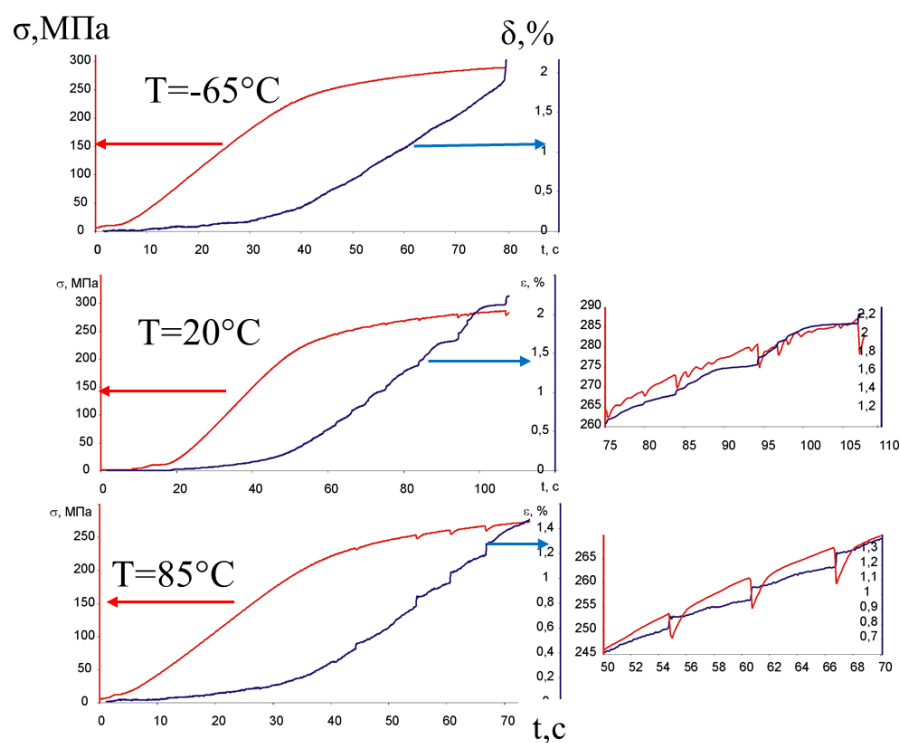


Рисунок 3.3.3 – Увеличение неоднородности пластического деформирования сварного соединения сплава 1441 в зависимости от времени деформации при  $T_{test}$  -65,20, 85 °С.

Согласно рисунку 3.3.1 а для сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li При всех значениях температуры поведение кривых напряжения от деформации однородно. Согласно таблице 3.3.1 при  $T_{test} = +20$  и  $-60$  °С значения  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  практически идентичны за исключением  $T_{test} = 85$  °С где временное сопротивление ниже приблизительно на 30 МПа. Значения относительного удлинения при всех температурах испытаний совпадают, значение деформации, при которой начинает развиваться шейка при  $T_{test} = +20$  °С составляет 0,95 от соответствующего значения для  $T_{test} = -60$  °С. При температуре испытаний  $T_{test} = +85$  °С существенно уменьшается деформационное упрочнение, ускоряется формирование неподвижного очага локализации деформаций (деформация начала развития шейки составляет 0,82 от соответствующего значения для  $T_{test} = -60$  °С), но замедляется его развитие, из-за чего при  $T = +85$  °С достигается самая большая предельная деформация. С увеличением температуры уменьшается деформация, при которой



достигается максимальное значение деформирующего напряжения, хотя деформация в момент разрушения может увеличиваться.

Согласно рисунку 3.3.1 б при  $T_{test} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$  усредненное по базе измерения деформирование сварного образца также однородно. При этой температуре достигаются самые большие предельные значения временного сопротивления предела текучести и относительного удлинения (см. таб.3.3.1).

При повышении температуры проявляется неоднородность деформирования того же рода, что и для сплава 1441: активизируется образование локализованных сдвигов в сварном шве, интенсивность которых при  $T_{test} = +85\text{ }^{\circ}\text{C}$  вдвое больше, чем при  $T_{test} = +20\text{ }^{\circ}\text{C}$  (см.рис. 3.3.4). Из-за этого при повышении температуры уменьшаются  $\sigma_B$ ,  $\delta$  и  $\delta_c$ .

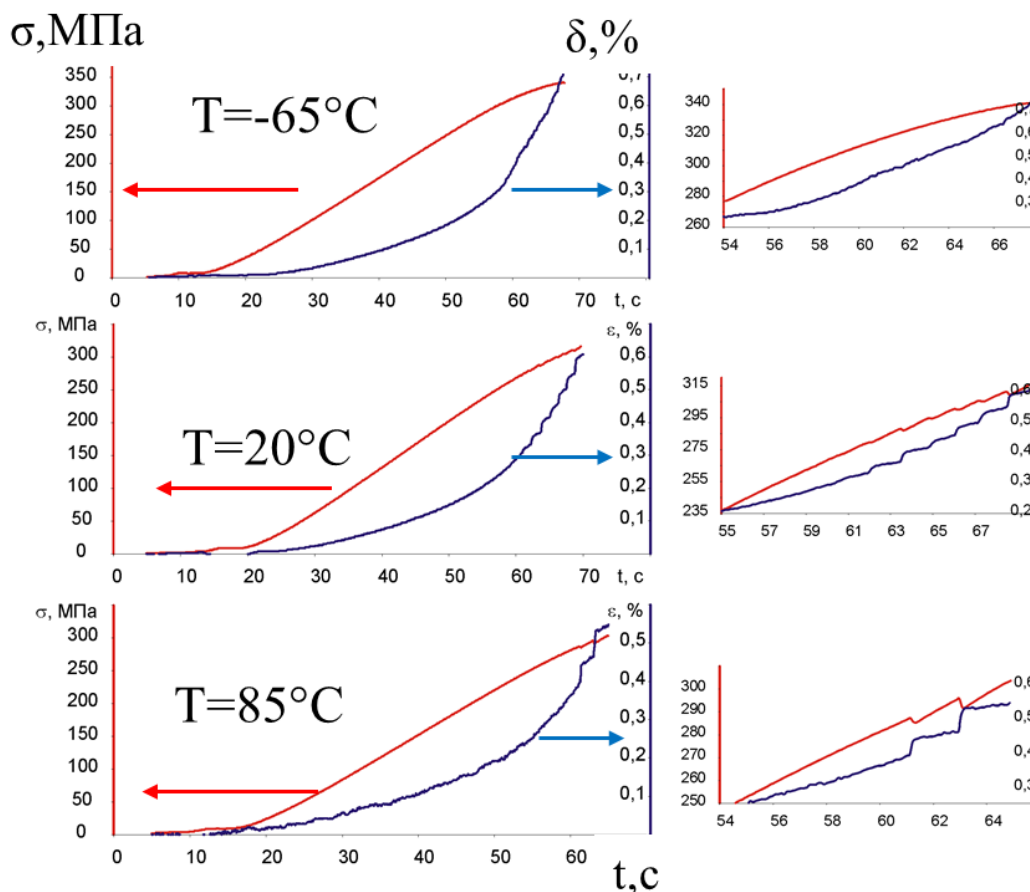


Рисунок 3.3.4 – Увеличение неоднородности пластического деформирования сварного соединения сплава В-1461 в зависимости от времени деформации при  $T_{test} -65,20, 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

На рисунке 3.3.5 для сварных соединений сплава 1424 и В-1469 показано характерное изменение временного сопротивления сварного шва от скорости сварки. Как видно из рисунка изменение скорости сварки не приводит к изменению временного сопротивления сварного соединения.

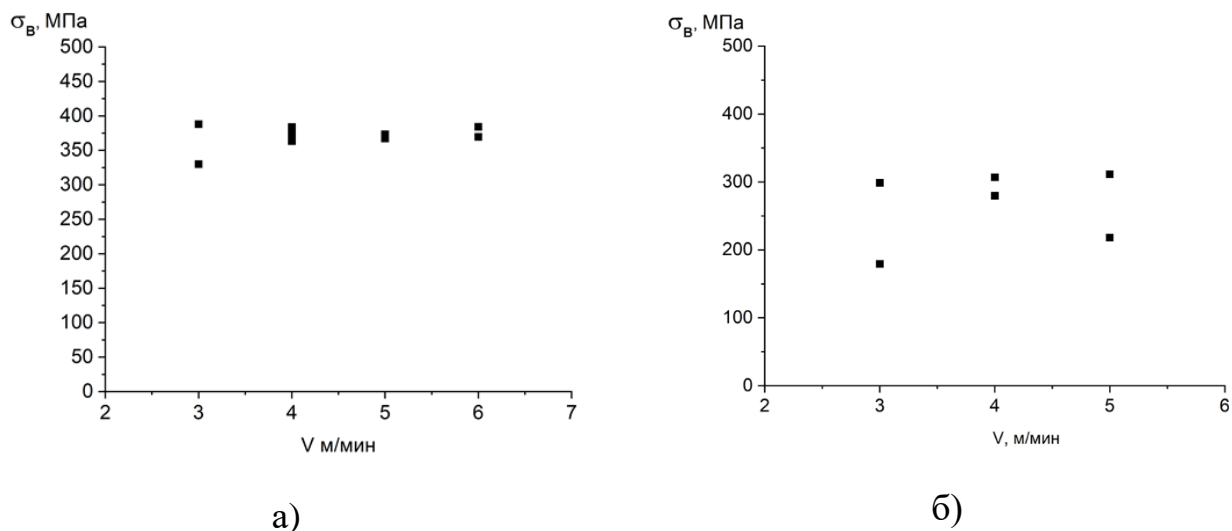


Рисунок 3.3.5– Зависимость временного сопротивления от скорости сварки.

а) Сплава 1424, б) сплав В-1469.

В таблице 3.3.1 представлены значения механических характеристик сварных соединений и их отношения к исходному:  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ - отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава

Таблица 3.3.1 – Механические характеристики сварных соединений  
алюминиево-литиевых сплавов, полученные в испытаниях на прочность.

Наименование сплава, система	Образец со сварным швом					
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$k_1$ ,%	$k_2$ ,%	$k_3$ ,%
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	353	81	2,97	96	2,7	13
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	342	270	2,5	76	96	13
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	384	303	2,4	75	83	33
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	303	246	2,4	68	72	16
В-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	341	333	0,7	62	71	7
В-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	310	295	0,7	55	57	6

Прочностные характеристики сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки низкие.

Проведены измерения микротвердости. На рисунке 3.3.6 показано изменение микротвердости HV0.1 в зависимости от удаления от центра шва для всех исследуемых алюминиевых сплавов. Вертикальные пунктирные линии показывают зону сварного шва.

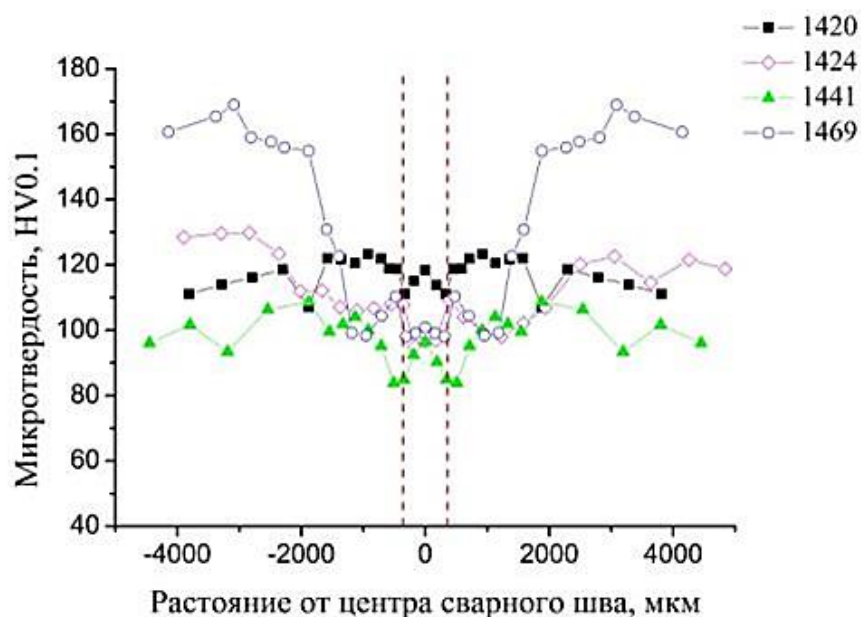


Рисунок 3.3.6 – Микротвердость HV0.1 на разных расстояниях от центра сварного соединения

Измерение микротвердости показало снижение значений микротвердости в сварном соединении. Например, для сплава 1424 системы Al-Mg-Li среднее значение микротвердости сварного соединения по отношению к микротвердости основного сплава составляло  $\approx 0,78$ . Системы Al-Mg-Cu-Li (сплав 1441)  $\approx 0,72$ . В тоже время, для сплава В-1469 система Al-Cu-Li микротвердость сварного соединения существенно меньше по сравнению с основным сплавом ( $\approx 0,58$ ).

### 3.4 Исследование поверхности разрушения швов лазерных сварных соединений при различных температурах после статических испытаний на растяжение.

Исследованы типы поверхности разрушения лазерных сварных соединений исследуемых сплавов при разных температурах испытаний при одинаковом виде нагружения состояния. На рисунке 3.4.1 показаны типы рельефов поверхностей разрушения швов в поперечном сечении для разных сплавов при разных температурах. На рисунке 3.4.3 показана микроструктура поверхностей разрушения сварных швов, полученная с помощью электронного микроскопа.

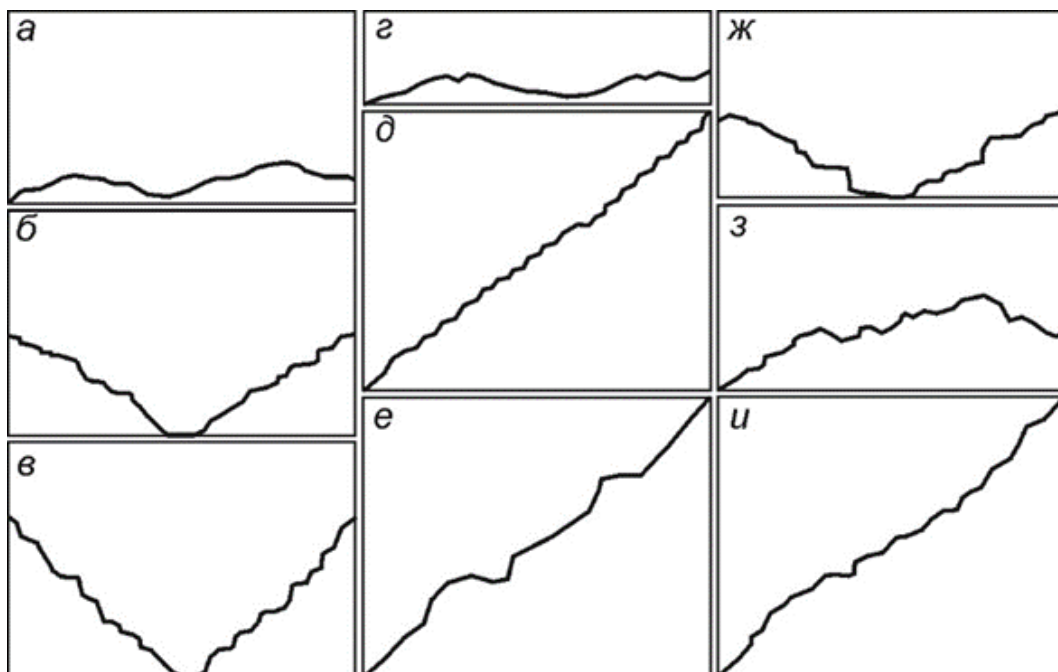


Рисунок 3.4.1 – Виды рельефов поверхностей разрушения сварных швов в поперечном разрезе.

а,б,в – сплав 1420,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ ;

г,д,е – сплав 1441,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ ;

ж,з,е – сплав 1461,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ .

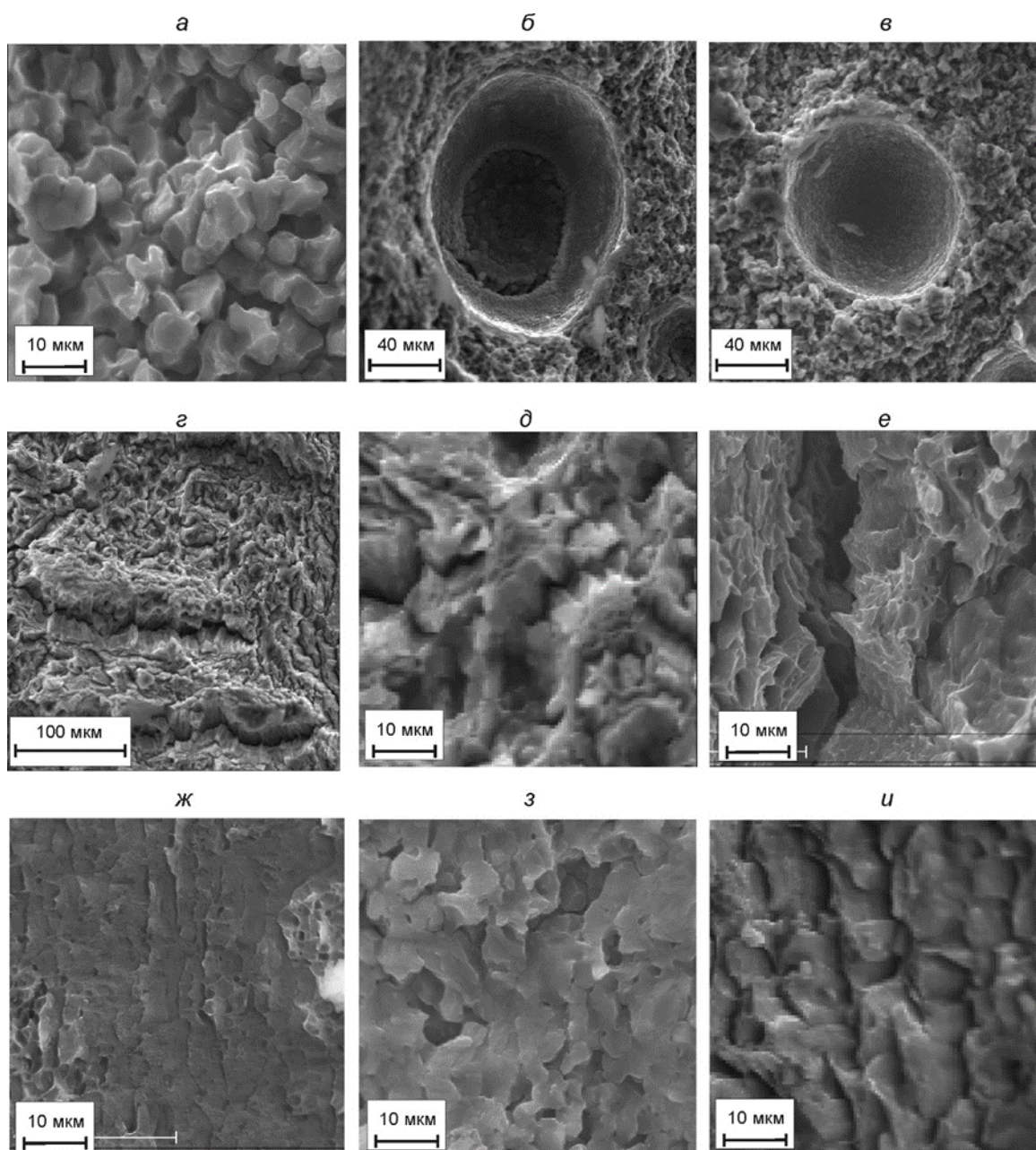


Рисунок 3.4.3 – Микроструктуры поверхностей разрушения сварных швов

а,б,в – сплав 1420,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ ;

г,д,е – сплав 1441,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ ;

ж,з,и – сплав 1461,  $T_{test} = , -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ .

Для сварного шва сплава 1420 при  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$  (рис. 3.4.1, а) поверхность разрушения близка к плоскости, нормальной к приложенной силе. При  $T_{test} = +20^{\circ}\text{C}$  поверхность имеет вид желоба с двумя симметричными скатами (рис. 3.4.1, б). Угол наклона скатов к плоскости поперечного сечения образца около  $30^{\circ}$ . При  $T_{test} = +85^{\circ}\text{C}$  форма поверхности аналогична с углом наклона  $45^{\circ}$  (см. рис. 3.4.1, в).

Поверхности скатов состоят из террас, представляющих собой площадки нормального отрыва, разделенные перепадами высоты.

Микроструктура этих площадок, как и большей части поверхности при  $T_{test} = -60$  °С, соответствует межзеренному разрушению (см. рис. 3.4.3, а). В сварном шве присутствует значительное количество пузырей, образование которых связано с избыточным содержанием лития в сплаве 1420. Возникновение террасированных скосов связано с тем, что при увеличении температуры развивается разрушение в толще шва за пределами магистральной трещины, проявляющееся, в частности, в разрушении стенок пузырей (рис. 3.4.3, б). При увеличении температуры область, подверженная этому процессу, увеличивается, что вызывает углубление желоба и увеличение угла наклона скатов. С этим, возможно, связано и увеличение оценочной предельной деформации сварного шва при  $T_{test} = +85$  °С по сравнению с температурой испытаний  $T_{test} = +20$  °С. При  $T = -60$  °С развитие вторичных трещин полностью отсутствует (см. рис. 5. 7, в).

Для сварного шва сплава 1441 при  $T_{test} = +20$  °С структура поверхности также соответствует междендритному разрушению, с признаками вязкого ямочного разрушения (см. рис. 3.4.3, е). При температуре испытаний  $T_{test} = -60$  °С поверхность разрушения близка к плоскости, нормальной к приложенной силе (см. рис. 3.4.1, з). При  $T_{test} = +20$  и  $+85$  °С образуется односкатная поверхность с углом наклона  $45^\circ$  (рис. 3.4.1, д, е). Для поверхности разрушения при  $T_{test} = -60$  °С присутствует большое количество вторичных трещин дендритного типа, направленных от поверхности шва к его центру (см. рис. 3.4.3, з), за пределами которых структура поверхности соответствует междендритному разрушению (см. рис. 3.4.3, д). Поперечные вторичные трещины отсутствуют, но присутствуют немногочисленные трещины вязкого типа, направленные вдоль шва (см. рис. 3.4.3, е). При  $T_{test} = +85$  °С рельеф поверхности становится более неоднородным из-за увеличения ее структурной неоднородности – появления обширных областей внутрезеренного разрушения, вызванного скольжением вдоль площадок наибольших касательных напряжений (рис. 3.4.1, ж).



Для сварного шва сплава 1461 при  $T_{test} = +20$  °С структура поверхности также соответствует междендритному разрушению, с признаками вязкого ямочного разрушения (см. рис. 3.4.1, *е*).  $=+20$  °С. Поверхность разрушения показанная схематически на рис.3.4.3 ж имеет переходную форму от двускатной к односкатной с углом наклона около 30°. Области, примыкающие к поверхности образца, имеют признаки внутризеренного квазискола с гребнями отрыва, ориентация которых указывает на движение трещины от поверхности внутрь шва (рис. 3.4.1. *и*). Также вблизи поверхности образца имеются обширные ровные области смешанной структуры вида (см.рис. 3.4.3, *з*). Вся внутренняя часть шва состоит из участков межзеренного (см.рис. 3.4.3, *а*) и междендритного (рис. 3.4.3, *д*) разрушения.

Для температуры испытаний  $T_{test} = -60$  °С поверхность разрушения шва имеет два симметричных скоса с углом наклона к плоскости поперечного сечения образца около 30° (рис. 3.4.1, *ж*). На скосах имеются крупные террасы, на плоскостях которых структура преимущественно имеет смешанный вид, сочетающий признаки внутризеренного и межзеренного разрушения (см. рис. 3.4.3, *з*), между террасами соответствует межзеренному (рис. 3.4.3, *а*) и междендритному (рис. 3.4.3, *д*) разрушению. Для  $T_{test} = +85$  °С образуется односкатная поверхность с углом наклона 45°, к одному из краев которой примыкают ровные области смешанной структуры вида (рис. 3.4.3, *з*), а вся остальная поверхность имеет структуру, соответствующую межзеренному разрушению (рис.3.4.3, *а*).

### **3.5 Холодное прессование с разными степенями пластической деформации сварных швов, полученных при оптимальных режимах сварки.**

Для повышения механических характеристик сварных соединений в ИТПМ СО РАН было предложено два подхода на основе пост обработки сварного шва. Первый подход основан на холодной пластической деформации сварного шва с разной степенью деформации. Второй подход на основе термической постобработки сварного соединения в виде закалки и искусственного старения, который оказался наиболее эффективным с точки зрения достижения основной



цели проекта получения высокопрочных сварных соединений. Данный подход рассмотрен более подробно в главе 4.

Образцы лазерных сварных соединений сплавов 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li и В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li без внешних дефектов были получены на оптимальном режиме сварки данных сплавов.

Обработка сварного шва осуществлялась следующим образом. Сварной образец располагался на наковальне пресса, после чего в область сварного шва вдавливался наконечник пуансона, имеющий контактную поверхность в виде полосы шириной 3 мм и длиной, превосходившей ширину образца, равную 12 мм. Контактную поверхность ориентировали вдоль шва, ширина которого составляла около 1 мм. Вдавливание осуществлялось со скоростью 0,3 мм/мин. Прессование швов производили при нагрузках 10, 15, 20, 25 кН. Кроме того использовались сварные образцы, у которых наплавка сварного шва была сошлифована до основной поверхности образца. Они также были обработаны прессованием при нагрузках 15, 20, 25 кН. Обработанные образцы, контрольный образец из сплава и образец с необработанным сварным швом были испытаны на прочность при статическом растяжении. Растяжение производили перемещением подвижного клиновинтового захвата испытательной машины со скоростью 1 мм/мин, деформацию измеряли внешним экстензометром с базой измерения 30 мм, соответствующей длине плоско-параллельной рабочей части образцов,. Напряжение для сплава и необработанного сварного соединения определяли, исходя из средней площади поперечного сечения образца, для обработанных сварных соединений – исходя из площади поперечного сечения в обработанной области. При обработке шва в исходном виде из-за наличия наплавки деформация металла в области шва оказывается больше, чем в прилегающих областях, имеющих ровную поверхность, а пластическое течение под штампом происходит неоднородно, причем локализация наибольших деформаций не совпадает с областью максимальной высоты шва до прессования, а прилегает к одной из границ шва. При обработке шлифованного шва с удаленной наплавкой деформирование

однородно и величина деформаций в шве меньше, чем для шва исходной формы при той же приложенной нагрузке.

В таблице 3.5.1 приведены отношения средней толщины  $h$  области под штампом после прессования к начальной толщине  $h_0$  листа, из которого изготовлены образцы, и толщине шва  $H$  с учетом наплавки, характеризующие степень пластической деформации сжатия, полученной материалом под штампом при различных значениях приложенного усилия  $P$ , для сварного шва алюминиевого сплава 1420

Таблица 3.5.1. – Относительные изменения толщины при различных величинах приложенной силы

	простой шов				шлифованный шов		
$P$ , кН	10	15	20	25	15	20	25
$h/h_0$	0,98	0,93	0,89	0,77	0,97	0,88	0,84
$h/H$	0,86	0,84	0,80	0,68	–	–	–

На рисунке 3.5.1 приведены экспериментальные кривые нагружения и деформирования для исходного сплава 1420 и испытанных сварных соединений. Точки отсчета по горизонтальным осям сдвинуты для удобства сравнения.

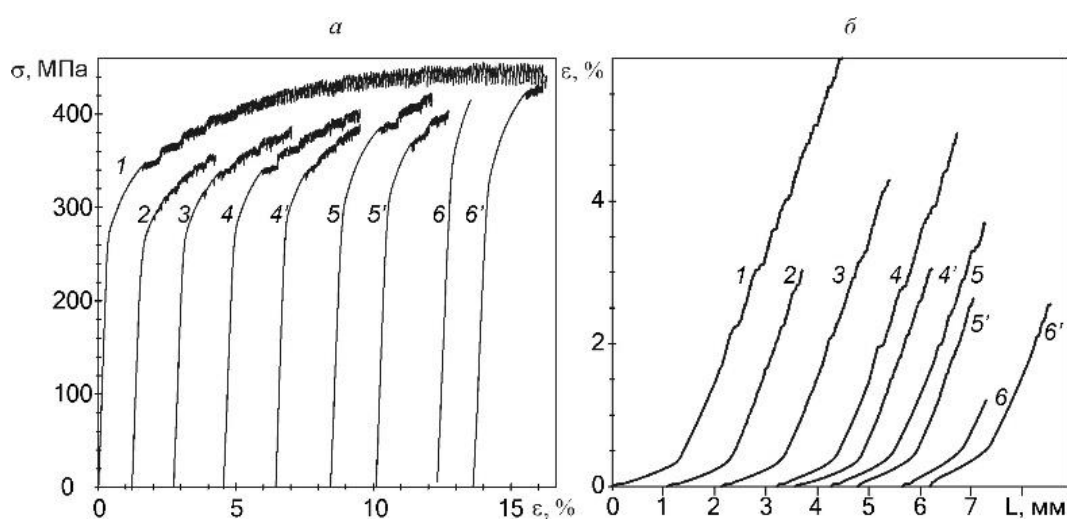


Рисунок 3.5.1 – Экспериментальные зависимости:  $a$  – напряжения от относительного удлинения,  $б$  – относительного удлинения от времени; 1 –

исходный сплав, 2 – необработанный сварной образец, 3 – сварной образец после поперечного сжатия области шва усилием 10 кН, 4 – 15 кН, 4' – 15 кН на шлифованном шве, 5 – 20 кН, 5' – 20 кН на шлифованном шве, 6 – 25 кН, 6' – 25 кН на шлифованном шве. Сплав 1420

В таблице 3.5.2 для исходного сплава и испытанных сварных соединений приведены значения условного предела текучести  $\sigma_y$ , предельного растягивающего напряжения  $\sigma_{lim}$ , коэффициента упрочнения  $k$ , представляющего собой отношение предельного напряжения для сварного соединения к предельному напряжению исходного сплава, и деформации  $\varepsilon$ , при которой начинается прерывистая текучесть.

Таблица 3.5.2 – Влияние обработки штампом на механические характеристики

	сплав	сварное соединение							
		простой шов					шлифованный шов		
$P$ , кН	–	0	10	15	20	25	15	20	25
$\sigma_y$ , МПа	288	275	287	291	317	372	301	323	347
$\sigma_{lim}$ , МПа	455	357	393	405	423	415	389	403	434
$k$	1	0,78	0,86	0,89	0,93	0,91	0,85	0,89	0,95
$\varepsilon$ , %	1,6	0,4	1,1	1,4	1,7	–	1,07	1,28	1,93

Согласно рисунку 3.5.1 а (кривая 1), сплаву 1420 свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью) [129–131]. Кривая нагружения после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоит из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов, скорость роста напряжения между сбросами остается на всем протяжении деформирования постоянной. Помимо сбросов напряжения при пластическом деформировании наблюдается макронеоднородность пластической деформации: затухающая ступенчатость деформирования рабочей области образца при постоянной скорости перемещения подвижного захвата (рис. 3.5.1 б, кривая 1). Неоднородности деформации соответствует ступенчатый рост напряжения (участкам замедленного деформирования соответствуют участки ускоренного роста напряжения).

Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала в среднем со скоростью 1 МПа%. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа.

В [132,133] показано, что эффект Портевена–Ле Шателье связан с образованием зародыша на боковой поверхности образца, от которого затем в сторону захватов распространяются автоволны локализованной пластической деформации в виде полос, расположенных под углом к оси образца. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Разрушение образца из сплава 1420 представляет собой сдвиг вдоль такой полосы.

При появлении в образце сварного шва картина существенно меняется. Макронеоднородность пластической деформации (рис. 3.5.1 б, кривая 2) слабо выражена. Прерывистая текучесть начинается при очень маленьких величинах относительного растяжения. Если в однородном материале первый сброс напряжения происходил при  $\varepsilon \approx 1,6\%$ , из которых 1,2% приходятся на пластическую деформацию с монотонным упрочнением, то при наличии необработанного шва – при  $\varepsilon \approx 0,4\%$ , что соответствует верхней границе упругости. Поскольку, как видно из кривой 1, для начала прерывистой текучести необходима некоторая степень пластической деформации, это говорит о локализации деформаций в некоторой области малой протяженности, которая испытывает достаточно большое растяжение при малом среднем растяжении образца.

Анализ распределения сбросов напряжения в образце с необработанным швом показал наличие двух различных групп сбросов. Одна из них, начинающаяся с общей деформации  $\varepsilon \approx 1,6\%$ , по амплитуде, скорости ее роста и частоте сбросов близка к исходному материалу. Вторая, начинающаяся при  $\varepsilon \approx 0,4\%$  и далее продолжающаяся параллельно первой, отличается в среднем вдвое большей амплитудой и на порядок меньшей частотой. Наличие второй группы подразумевает присутствие второго источника автоволн. Второй источник, очевидно, находится в сварном шве или в области границы шва и зоны термического влияния, где в итоге происходит разрушение.

Обработка шва штампом приводит к ряду изменений. Действие второго источника автоволн прерывистой текучести ослабевает по мере увеличения нагрузки на штамп, а затем исчезает. При этом увеличиваются предел текучести и предельное напряжение, а вплоть до  $P=15$  кН, также и предельная деформация. При этом возрастает скорость увеличения амплитуды сбросов напряжения (при  $P=15$  кН она в среднем в полтора раза больше, чем у исходного сплава). При  $P=20$  кН и  $25$  кН происходит уменьшение предельной деформации. При  $P=25$  кН ресурс пластического деформирования материала шва оказывается исчерпан в процессе обработки штампом, разрушение происходит не по границе шва и основного сплава, а в самом шве и имеет хрупкий характер.

Для образцов со шлифованным швом при  $P=15$  кН и  $P=20$  кН эффект от обработки штампом оказался значительно меньше. В частности, не был устранен дополнительный источник волн пластической деформации, расположенный в шве и ответственный за возникновение дополнительной группы сбросов напряжения, которая начинается раньше основной и имеет большую амплитуду. Предельная деформация и предельное напряжение образцов оказались ниже, чем у образцов с исходным швом, подвергнутых такой же обработке штампом.

Исключение составил случай  $P=25$  кН, когда деформация шва оказалась достаточной для устранения источника специфической прерывистой текучести, но не настолько большой, как при обработке исходного шва, что привело к меньшему охрупчиванию шва. В этом случае коэффициент упрочнения  $k$  оказался самым большим, однако малый ресурс пластического деформирования делает такое соединение ненадежным.

Приводилось исследование микроструктуры поперечного сечения сварного шва после холодной пластической деформации (сплава 1420 система Al-Mg-Li).

На рисунке 3.5.2 представлены оптические фотографии поперечного сечения (увеличение 100х) демонстрирующие изменение микроструктуры вблизи разрыва для сплава сварного шва и сварного шва обработанный штампом ( $P=20$  кН). Микроструктура сварного шва принципиально отличается от исходного сплава

(рис. 3.5.2 а, б). Твердый раствор после переплавления находится в двухфазной области ( $\alpha+S_1$ ). В центре сварного шва наблюдается разориентированная дендритная структура. В расплаве шва на границах и в объеме дендритных зерен формируется множество темных агрегатов фазы  $S_1$  с характерным размером 1–2 мкм. В исходном состоянии шва распределение фазы  $S_1$  хаотично. В результате обработки штампом происходит ее структурирование, образуются протяженные цепочки агломератов, ориентированные в направлении, нормальном к направлению приложения нагрузки.

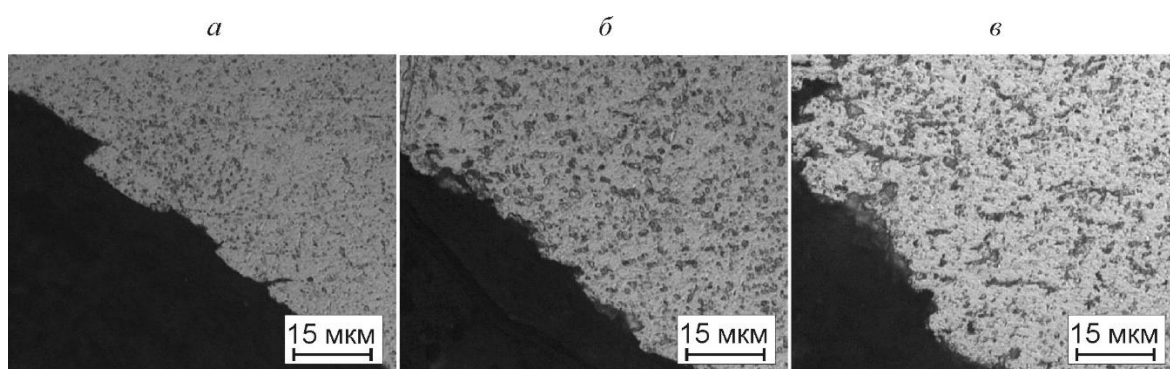


Рисунок 3.5.2 – Микроструктуры вблизи разрыва (оптический микроскоп): *а* – исходный сплав 1420, *б* – необработанный сварной шов, *в* – сварной шов, обработанный штампом ( $P=20$  кН).

Проведено исследование влияния пластического прессования зоны шва на прочность шва и его предельную пластическую деформацию при растяжении сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li.

На рисунке 3.5.3 приведены экспериментальные кривые нагружения и деформирования для исходного сплава и испытанных сварных соединений

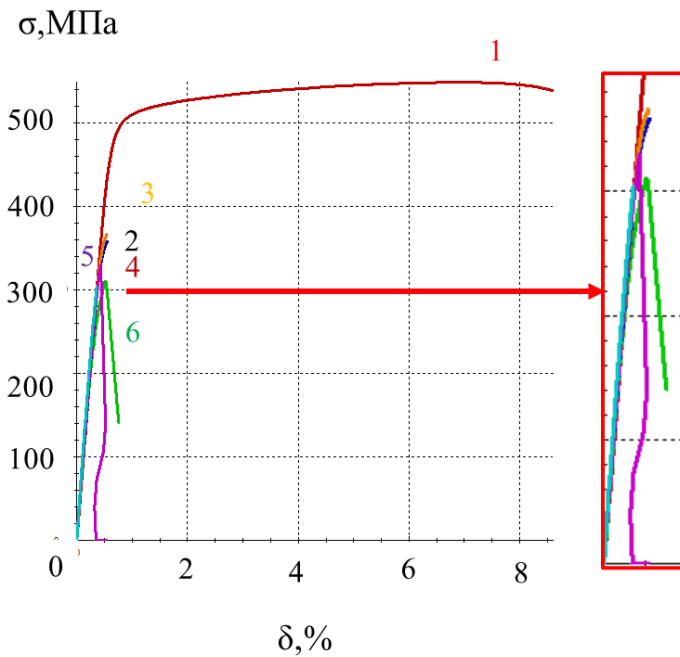


Рисунок 3.5.3 – Экспериментальные зависимости сплав В-1461 напряжения от относительного удлинения.

1 – сплав , 2 – сварной шов, 3 – сварной шов при  $P=10$ , 4 – сварной шов при  $P=15$ , 5 – сварной шов при  $P=20$ , 6 – сварной шов при  $P=25$ .

В таблице 3.5.3 для исходного сплава В-1461. и испытанных сварных соединений приведены значения условного предела текучести  $\sigma_y$ , предельного растягивающего напряжения  $\sigma_{lim}$ , коэффициента упрочнения  $k$ , представляющего собой отношение предельного напряжения для сварного соединения к предельному напряжению исходного сплава, и деформации  $\varepsilon_{пт}$ , при которой начинается прерывистая текучесть.

Таблица 3.5.3 – Влияние обработки штампом на механические характеристики сплава 1461 и сварного шва.

	сплав	сварной шов				
		0	10	15	20	25
$P$ , кН	–	0	10	15	20	25
$h$ , мм	1,82	1,82	1,82	1,80	1,75	1,64
$\sigma_y$ , МПа	498	-	-	-	-	-
$\sigma_{lim}$ , МПа	549	310	358	366	330	304
$k$	1	0,56	0,65	0,66	0,60	0,55
$\varepsilon_{lim}$ , %	8,6	0,53	0,55	0,54	0,44	0,35

Предел текучести у образцов со швами не определен, поскольку остаточная деформация меньше 0,2%.

Заключение по холодному прессованию.

В результате исследований установлено, что шов сплава В-1461 изначально хрупок и имеет низкую прочность. Выглаживание шва до уровня основной поверхности дает увеличение прочности на 18 % без уменьшения предельной деформации, дальнейшее прессование увеличивает хрупкость и снижает прочность. Таким образом, пластическая прессовка шва в сплаве В-1461 не дает возможности существенно улучшить характеристики соединения.

Для сварного сплава 1420 системы Al-Mg-Li при помощи обработки штампом удалось увеличить прочность соединения с исходных 0,78 до 0,93÷0,95 (при нагрузке 10-20 кН) от прочности сплава. Выглаживание шва до уровня основной поверхности дает увеличение прочности на 18 % (при нагрузке 15 кН) без уменьшения предельной деформации, дальнейшее прессование увеличивает хрупкость и снижает прочность. Определена граница возможного упрочнения сварного шва сплава 1420 системы Al-Mg-Li пластическим деформированием, за которой обработка не дает положительных результатов из-за охрупчивания материала шва. Показано, что в результате обработки штампом сварного шва сплава 1420 системы Al-Mg-Li в исходном состоянии (с наплавками) из-за наличия неоднородности деформирования материала под штампом, эффект обработки



усиливается, позволяя одновременно увеличить и временное сопротивление, и предельную деформацию. Предварительное удаление наплавки сварного шва приводит к снижению положительного эффекта обработки при том же внешнем воздействии. Исключение составляет верхняя граница рассмотренного диапазона нагрузок штампования, когда упрочнение шва достигается за счет существенного снижения предельной деформации.

В исходном состоянии шва распределение фазы  $S_1$  хаотично. В результате обработки штампом происходит ее структурирование, образуются протяженные цепочки агломератов, ориентированные в направлении, нормальном к направлению приложения нагрузки.

### **3.6 Выводы по главе 3**

В результате проведена оптимизация параметров процесса лазерной сварки исследуемых алюминиевых сплавов: скорости сварки, мощности излучения, диаметра, глубины и места расположения фокусного пятна, а также расхода защитного нейтрального газа с целью получения сварных соединений без внешних дефектов.

Найдены оптимальные энергетические условия получения сварных соединений. Установлено что для медесодержащих алюминиевых сплавов энергия на единицу объема сварного шва выше, чем для сплавов, содержащих магний, при этом значение погонной энергии, наоборот, выше.

Показано что прочность сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки низкие, снижение прочности связано с резким изменением микроструктуры сварных соединений

Исследованы механические свойства сварных соединений при различных температурах испытаний показало, что сплавы 1441 и В-1461, основным легирующим элементом которых является Си, при температуре  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  имеют более высокие механические характеристики, чем при  $T=+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ . У исходных сплавов увеличиваются предел текучести и временное сопротивление без уменьшения предельного относительного удлинения, а у сварных соединений увеличивается

также и предельное относительное удлинение. При нагреве до +85 °С активизируется образование неподвижных очагов локализованных пластических сдвигов, увеличивающее неоднородность деформации шва и уменьшающие ее предельное значение. У сплава 1420, основным легирующим элементом которых является Mg, предельная деформация как при охлаждении до -60 °С, так и при нагреве до +85 °С значительно уменьшается по сравнению с T=+20 °С из-за образования неподвижных очагов локализованной пластической деформации. Однако на сварное соединение эта температурная зависимость не распространяется из-за того, что деформация изначально локализована в узкой области сварного шва.

Пластическая прессовка шва в сплаве В-1461 не дает возможности существенно улучшить характеристики соединения. Для сварного сплава 1420 при помощи обработки штампом удалось увеличить прочность соединения с исходных 0,78 до 0,93÷0,95 (при нагрузке 10-20 кН) от прочности сплава.

Результаты исследований, представленные в главе 3, отражены в публикациях[99,100,134–137].

**Глава 4. Оптимизация фазового состава и достижение оптимальных механических свойств за счет пост термообработки в виде закалки и искусственного старения лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов.**

#### **4.1 Лазерные сварные соединения сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg**

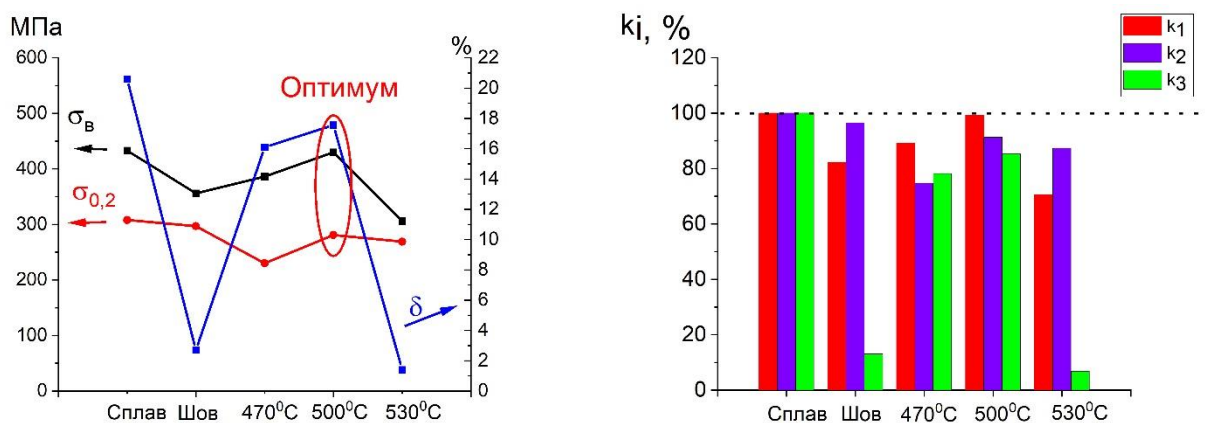
Целью данного раздела является получение высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевого сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg за счет оптимизации пост термообработки в виде закалки и искусственного старения и изучению микро и нано структуры фазового состава лазерных сварных соединений до и после оптимальной термообработки.

На оптимальных режимах лазерной сварки были получены порядка 300 заготовок сварных соединений размером 55 на 100 мм.

Термообработку в виде закалки и искусственного старения образцов производили в камерной печи Carbolite. Закалка производилась в интервале температур 470 °С – 560 °С и выдержки в течении 30 мин с последующим охлаждением в воде. Искусственного старения в интервале температур 170 °С - 210 °С при времени выдержки 8-16 часов.

##### **4.1.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственного старения сварных соединений алюминиевого сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg**

На рисунке 4.1.1 (а) представлены зависимости изменения средних значений  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ , и  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. На рисунке (б) представлены коэффициенты:  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  - отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава.



а)

б)

Рисунок 4.1.1 – Зависимость механических характеристик (а) и коэффициентов  $k_i$  (б), образцов со сварным соединением от температуры закалки.

Согласно рис. 4.1.1 а временное сопротивление и относительное удлинение сварного шва уменьшается по сравнению с исходным сплавом. Предел текучести близок к значениям исходного сплава. Применение процедуры закалки позволило повысить механические характеристики образцов со сварным соединением. Оптимальная температура закалки составила 500 °С. При этом у образцов со сварным швом происходит увеличение  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\delta$  до значений 424 МПа и 17,6%, и снижение  $\sigma_{0,2}$  до 282 МПа. С увеличением температуры закалки до 530 °С, происходит снижение механических характеристик образцов со сварным соединением. Известно, что температура перегрева алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg составляет около 510 °С. Высокая температура закалки свыше 530 °С, может привести к чрезмерному выгоранию и частичному расплавлению границ зерен [34]. Коэффициенты  $k_i$  при  $T=500$  °С не достигают максимально приближенных значений к исходному сплаву. Далее образцы после закалки (=500 °С) подвергались искусственному старению.

На рисунке 4.1.2 приведены данные обобщения механических характеристик образцов со сварным соединением от температуры и времени искусственного старения после процедуры закалки при температуре  $T=500$ °С. Построенные 3D-

диаграммы, полученные путем аппроксимации средних значений  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  от температурно-временных характеристик искусственного старения с помощью метода наименьших квадратов. Координата  $z$  (временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения) для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы. На картах наблюдаются области максимума, топографический хребет и минимума, топографическая впадина.

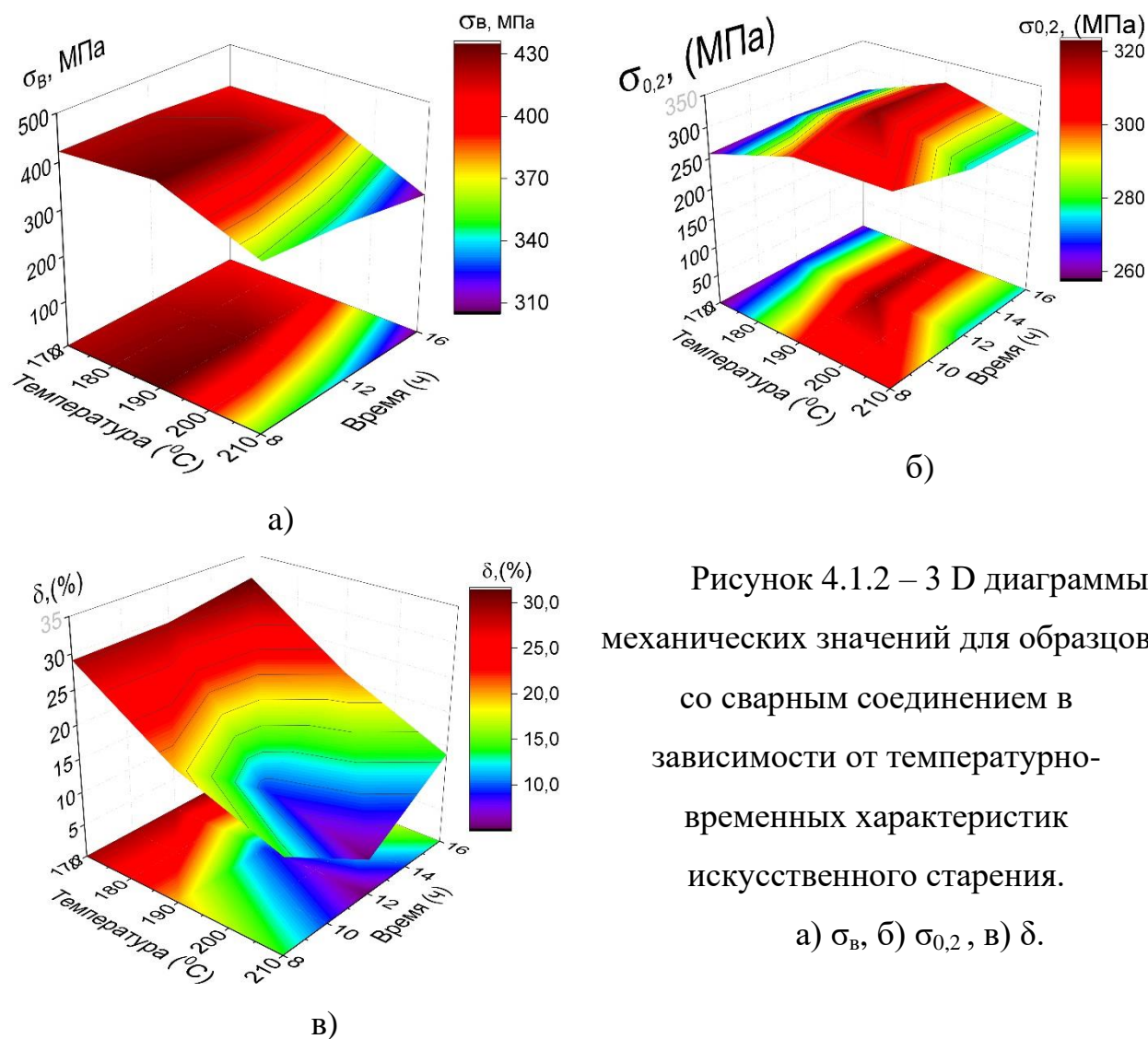


Рисунок 4.1.2 – 3 D диаграммы механических значений для образцов со сварным соединением в зависимости от температурно-временных характеристик искусственного старения.  
а)  $\sigma_B$ , б)  $\sigma_{0,2}$ , в)  $\delta$ .

Анализируя рисунок 4.1.2 (а), можно установить, что при температуре  $190\text{ }^{\circ}\text{C}$  и в интервале времени 8-12 ч. наблюдается явный максимум  $\sigma_B$ . При этом максимальные значения  $\sigma_B = 428\text{ МПа}$ , т.е. 99 % от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Минимум  $\sigma_B$ , достигается при температуре  $210\text{ }^{\circ}\text{C}$  и времени выдержки 12-16 часов, значения 310-340 МПа. Для 3D-поверхности  $\sigma_{0,2}$  (см.рис.

4.1.2 б) наблюдается ярко выраженный максимум при  $T=190$  °С и в интервале времени 10-12 часов, значения составляют 310-320 МПа, и превышают значения исходного сплава в состоянии поставки. Минимум достигается при  $T=170$  °С и интервала времени 8-16 часов, значения составляют 260-270 МПа. На 3D-поверхности  $\delta$  (см. рис. 4.1.2 с) минимум достигается при  $T=200-210$  °С и времени 10-14 часов, значения менее 10 %. Максимум  $\delta$  достигается при  $T=170$ °С и интервале времени 8-16 часов, значения более 30 %, и превышает значения исходного сплава в состоянии поставки.

Области максимума  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  лежат приблизительно в одинаковом диапазоне температуры и времени. В области минимума  $\sigma_{0,2s}$  наблюдается максимум  $\delta$ .

Таким образом, представленные на рисунках 4.1.1-2 данные впервые показывают возможность управление механическими характеристиками образцов со сварным швом системы Al-Cu-Mg, полученных лазерной сварки, за счет пост термической обработки.

В таблице 4.1.1 приведены основные механические характеристики образца со сварным швом после оптимального ТО в виде закалки, закалки и искусственного старения. В качестве оптимума определены режимы закалки и искусственного старения позволяющие получать максимальные значения  $\sigma_B$ . А именно закалка при  $T=500$  °С и времени выдержки 30 мин, с последующим искусственное при  $T=190$  °С и времени выдержки 8 часов. В таблице 4 так же приведены коэффициенты:  $k_1$ - отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ - отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава. Разрушение сварного шва без термообработки происходило в зоне сплавления. После оптимального ТО в сплаве.

Таблица 4.1.1 – Механические свойства лазерного сварного соединения сплава Д16Т.

Наименование	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$k_2$ , %	$\delta$ , %	$k_3$ , %
сварной шов	353	81	297	96	2,7	13
сварной шов+закалка	424	98	282	91	17,6	85
сварной шов+ закалка искусственное старение	428	99	302	98	19,6	95

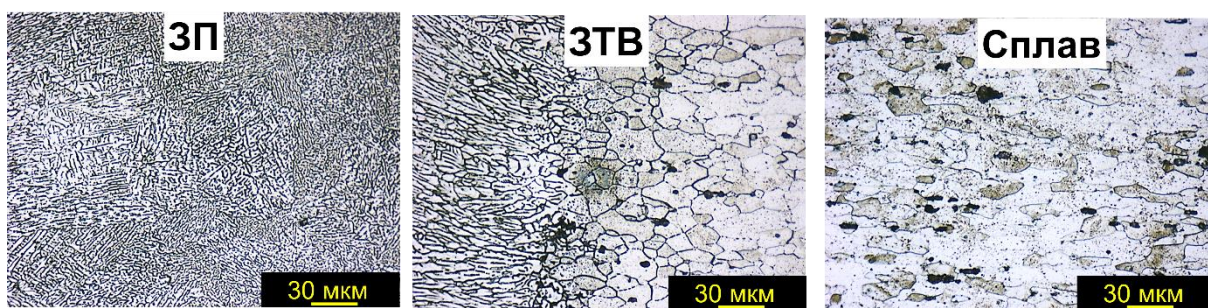
Для образцов сварных соединений без и после оптимального ТО были проведены металлографические исследования.

#### 4.1.2. Микроструктурные исследования

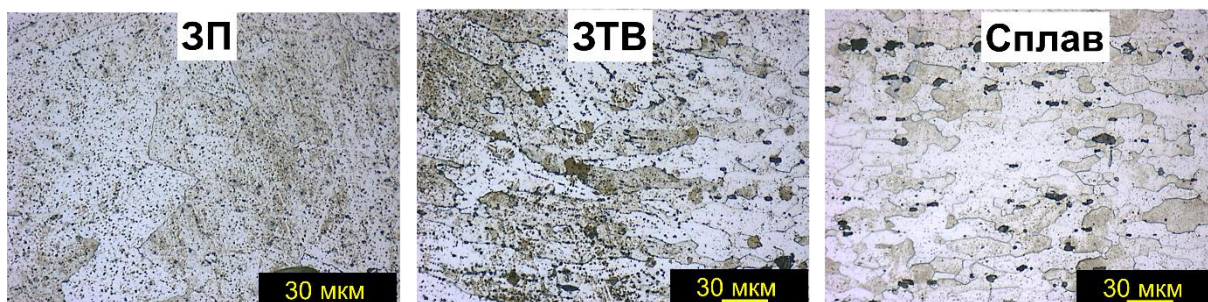
##### Оптическая микроскопия

На рисунке 4.1.3. представлено изменение микроструктуры, полученная с помощью оптического микроскопа, зоны сплавления (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ), сварного шва без ТО и после ТО. Там же представлено изменение микроструктуры сплава до и после ТО. Зона плавления состоит из разупорядоченных мелких 2-5 мкм дендритов. Зона термического влияния состоит из вытянутых столбчатых дендритов длиной 20-30 мкм и шириной 5-10 мкм. Вокруг зёрен алюминия видны выделения упрочняющих фаз. Сетчатая форма упрочняющих фаз привела к снижению всех характеристик ввиду хрупкости этой сетки. В сплаве наблюдается зеренная структура с размером зерна 10-20 мкм. Как в сплаве внутри дендритных зерен наблюдаются включения темных частиц размером 1-2 мкм.

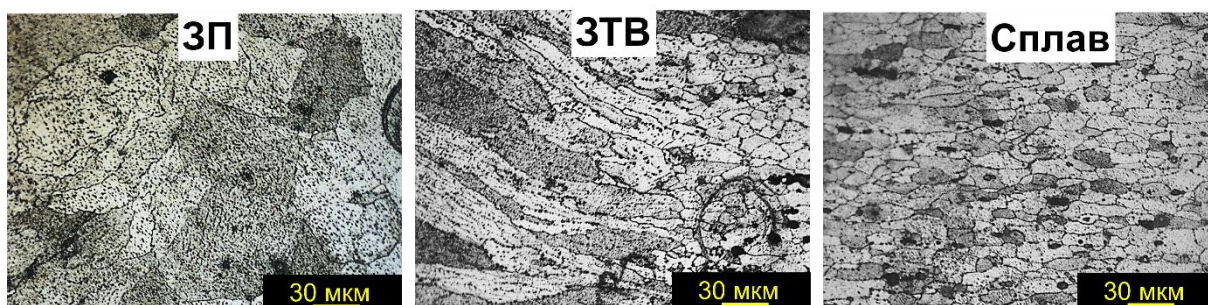




а)



б)



в)

Рисунок 4.1.3 – Оптическая микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава.

а) без ТО, б) после закалки, в) после закалки и искусственного старения.

После закалки (рис. 4.1.3 б) как в сплаве, так и в ЗП и ЗТВ внутри дендритных зерен наблюдаются увеличение количества включений темных частиц размером 1-2 мкм. Времени выдержки при закалке хватило для устранения дендритной ликвации, благодаря чему в сварном шве образовались крупные равноосные зёрна. Сетчатая структура растворилась, в результате был получен пересыщенный

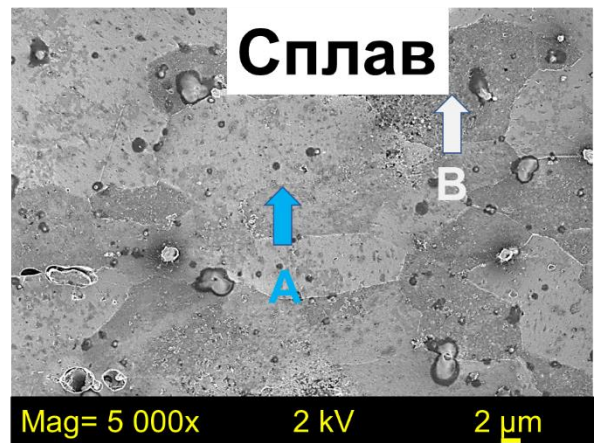
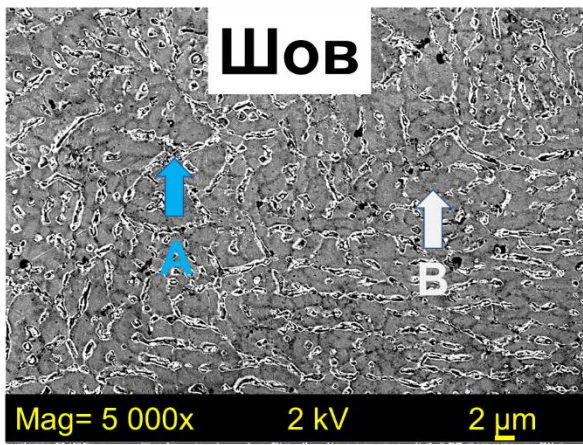


твёрдый раствор. В таком состоянии сварной шов стал пластичным и прочным (см. таблицу 4.1.1).

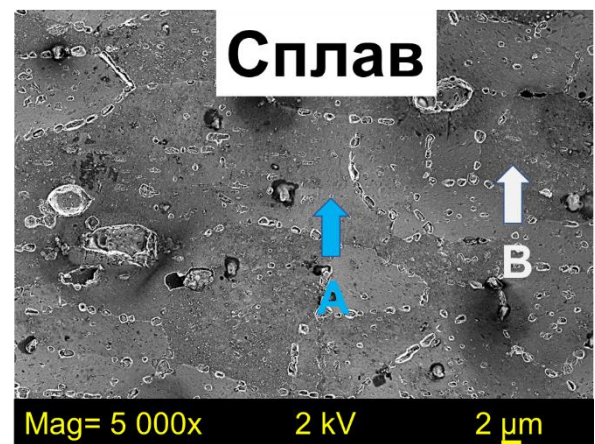
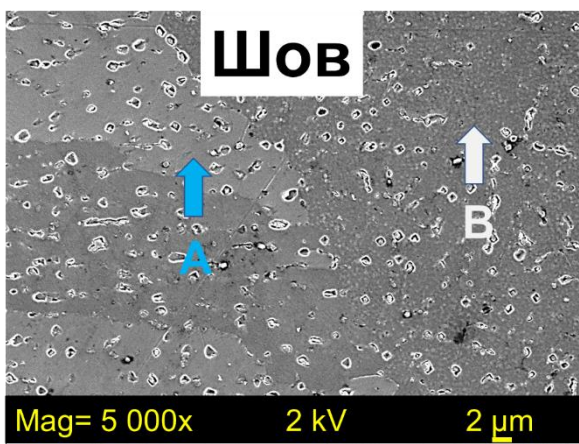
После искусственного старения (рис. 4.1.3 в) в ЗП, ЗТВ и в сплаве формируется упорядоченное дендритное зерно, размером 40-60 мкм для ЗП, 30-40 мкм для ЗТВ и 20-30 мкм для сплава. Внутри зерен наблюдается увеличение включениями темных частиц агломератов размером 1-2 мкм. Упрочняющие фазы распределены в объёме зёрен. После старения часть легирующих элементов вышла из раствора в виде тонкодисперсных выделений. Выход легирующих элементов сделал движение дислокаций легче, благодаря чему повысилась пластичность. Наличие тонкодисперсной упрочняющей фазы дополнительно увеличило временное сопротивление и предел текучести образца со сварным соединением прочным (см. таблицу 4.1.1).

#### **Растровая электронная микроскопия**

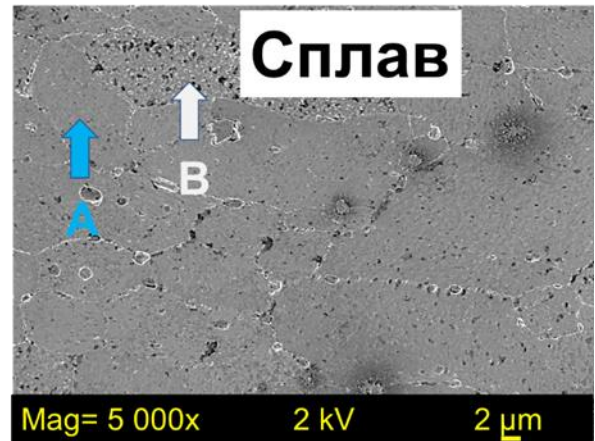
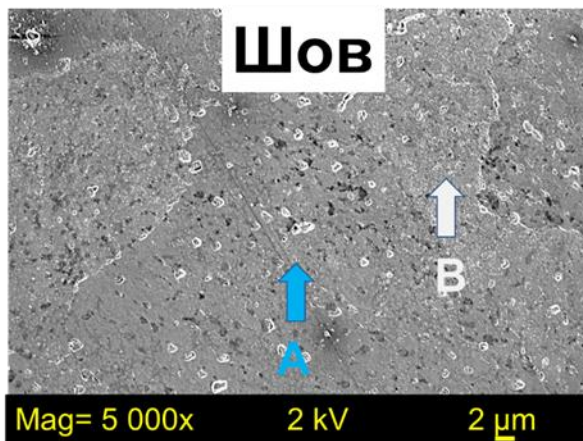
На рисунке 4.1.4 представлены фотографии шлифов поперечного сечения сплава, зоны плавления сварного шва образцов без ТО и после оптимальной ТО, полученные с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме обратно-рассеянных электронов. Изменения микроструктуры сварного шва без термообработки и с термообработкой, зафиксированные с помощью электронного и оптического микроскопов, на микронном уровне, совпадают.



а)



б)



в)

Рисунок 4.1.4 – РЭМ изображение микроструктуры сварного шва и сплава. а) исходное состояние, б) после закалки, в) после закалки и искусственного старения

Анализ сплава показал, что исходный материал достаточно однороден (рис. 4.1.4 а), видны субзерна размером 20-30 мкм с различным цветом. Кроме этого, видно отдельные агломераты. Интересно отметить, что картина при большем увеличении позволяет выделить различие структуры этих субзерн (см.рис. 4.1.5 а зоны (А, В)), на котором показаны различные участки исходного сплава. Во всех субзерна можно выделить два типа мелких, менее 10 нм, частиц, обозначенные красными стрелочками. Кроме этого, в некоторых субзернах регистрируются крупные светлые кластеры, состоящие из частиц с характерным размером размерами 40-50 нм (рис. 4.1.5.а (В)) так же присутствуют мелкие частицы 10 нм.

Средний размер S фазы составляет порядка 10-20 нм [29,31,138],  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  30-40 нм [139], кроме этого данные частицы могут образовывать кластеры. В нашем случае можно предположить, что на рисунке 4.1.5 а частицы размерами 40-50 нм являются  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  а частицы 10 нм фазой  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ . После процедуры закалки происходит уменьшение количества частиц (рис. 4.1.5 б) и растворение границ субзерен (рис. 4.1.4 б). Искусственное старение вновь формирует границы субзерн (рис. 4.1.4 в), количество нано размерных частиц возрастает при этом увеличатся размер частиц S фазы до 20 нм (рис. 4.1.5 в).

Термическая обработка сплава на микроуровне (рис. 4.1.4 б,в) приводит к локализации светлых частиц на границах дендритных зерен, при этом старение приводит к увеличению субзерн.

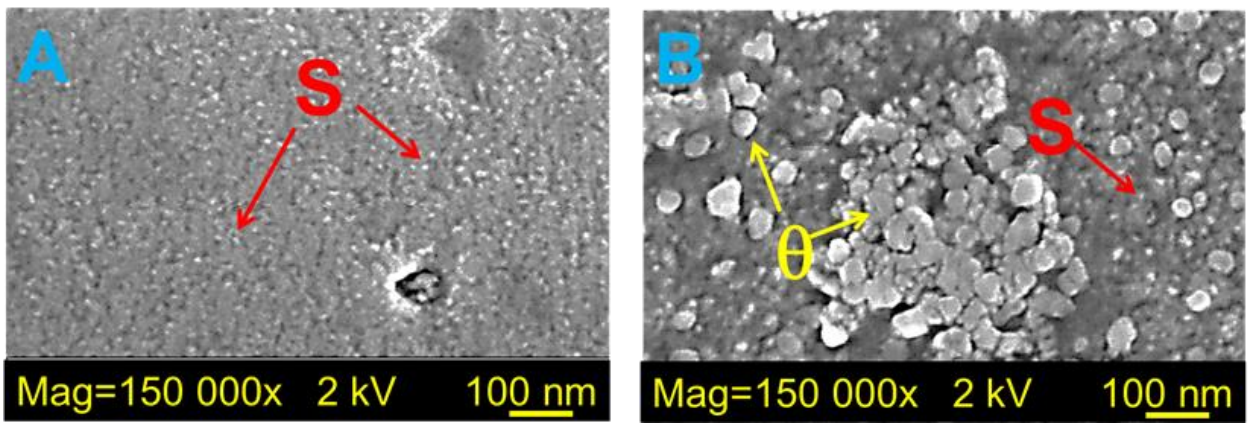
Анализ микроструктуры сварного шва на микроуровне (рис. 4.1.4.а) показывает, что частицы различных фаз в виде агломератов располагаются по границам дендритных зерен. В результате наблюдается развитая субзеренная структура с размером зерен 2-5 мкм.

Типичные детальные картины этих агломератов, приведенные на рисунке 4.1.6 а (В). Агломераты с характерным поперечным размером 100-150 нм и длиной до 1 мкм имеют сложную внутреннюю структуру, в которой можно выделить наличие колоний тех же светлых частиц с размером до 10 нм и 40-50 нм возможно, принадлежащим фазам  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  соответственно.

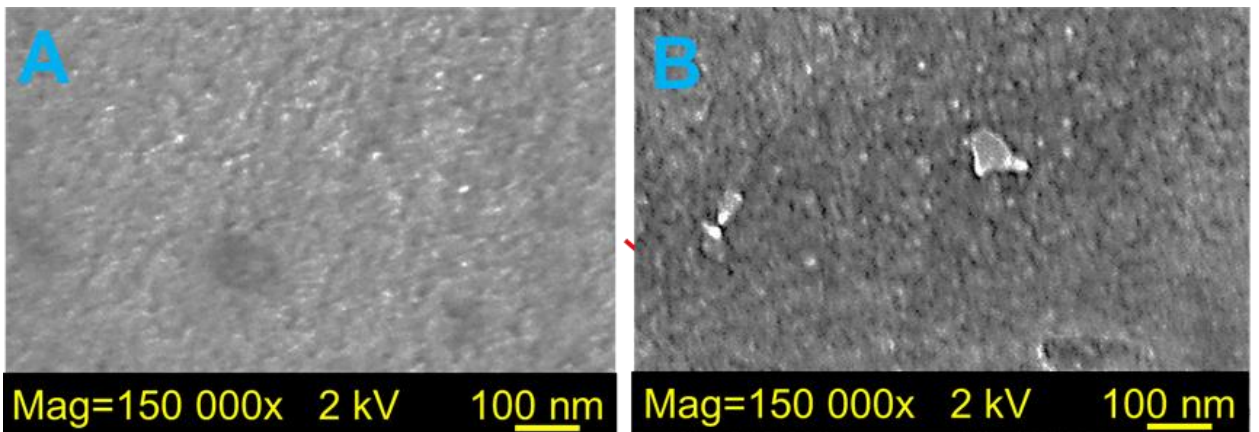
Закалка приводит к растворению крупных агломератов в сварном шве (рис. 4.1.4 б). Как и в сплаве наблюдается незначительное количество светлых частиц размером 10 нм и 40-50 нм (рис. 4.1.6 б). Границы зерен растворяются, при этом происходит укрупнение зерен.

После искусственного старения в сварном шве происходит укрупнение субзерен до размера 40-60 мкм (рис. 4.1.4 в). В твердом растворе количество светлых частиц увеличивается (рис. 4.1.6 в (А,В)), которые принадлежат, по видимому, фазам  $S(Al_2CuMg)$   $\theta(Al_2Cu)$ . Принципиальная особенность микроструктуры сварного шва проявляется, но при этом внутренняя структура их оказывается близка к исходному сплаву, т.е. наблюдаются равномерное распределение частицы малого размера 20 нм и крупного 40 нм.

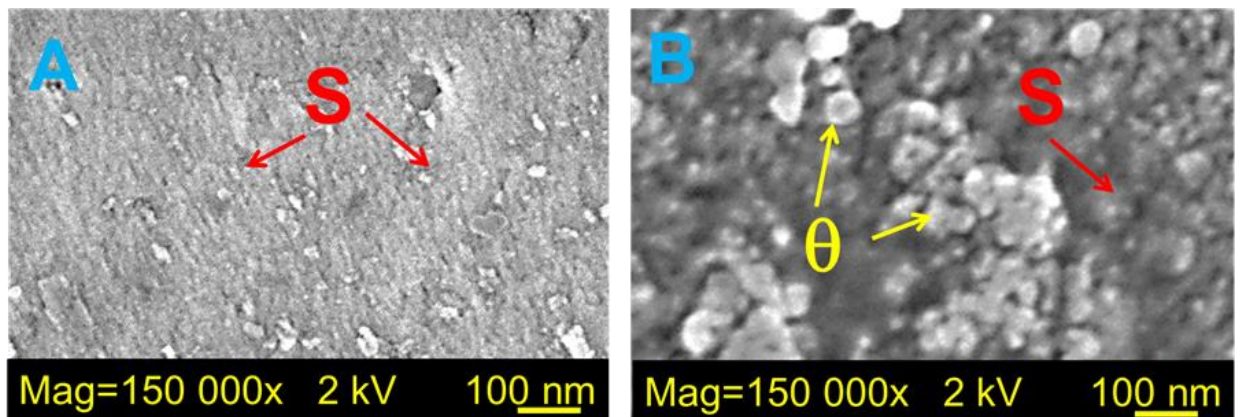




а)



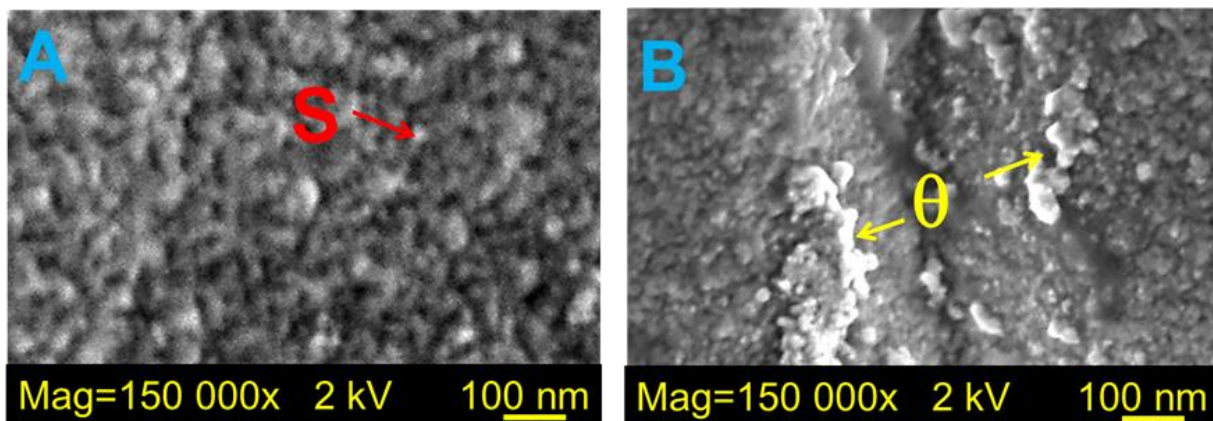
б)



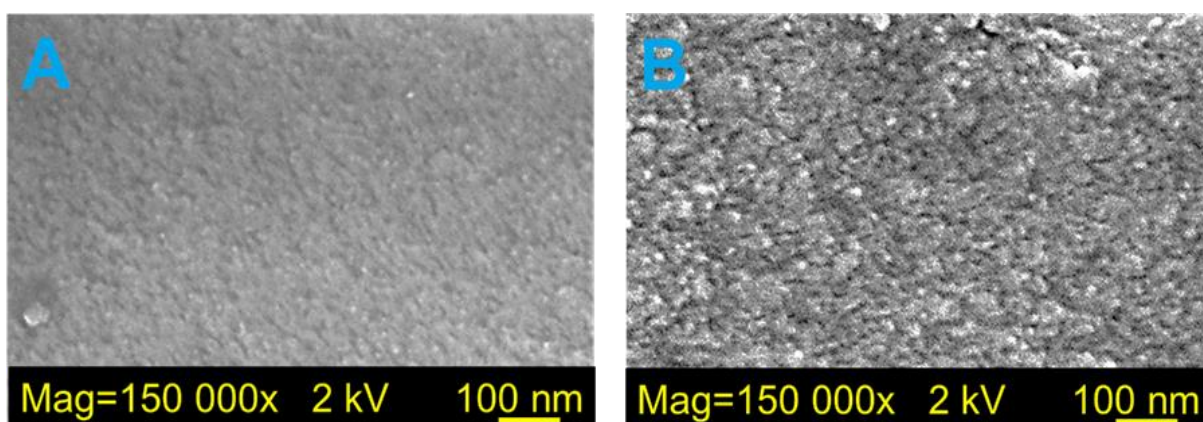
в)

Рисунок 4.1.5 – РЭМ изображение микроstructures сплава.

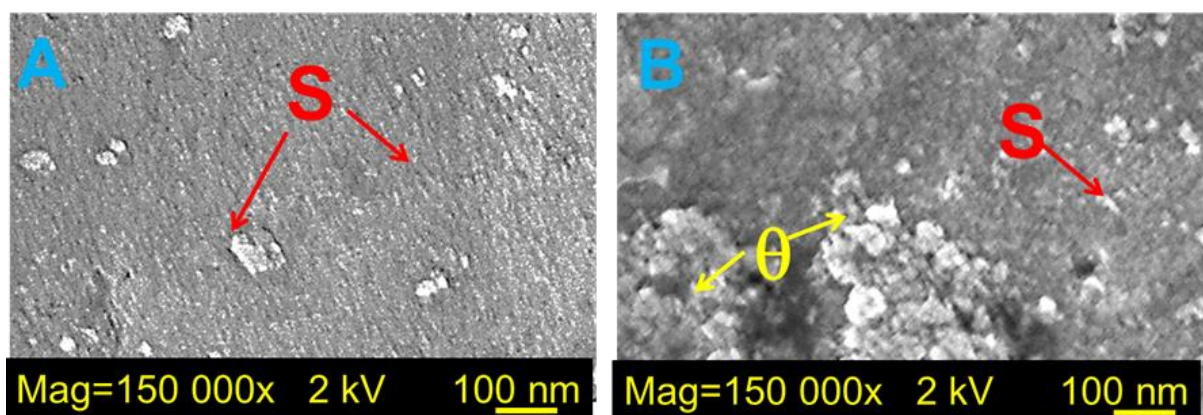
а) исходное состояние, б) после закалки, в) после закалки и искусственного старения. Точки съемок А, В показаны на рисунке 4.1.4.



а)



б)

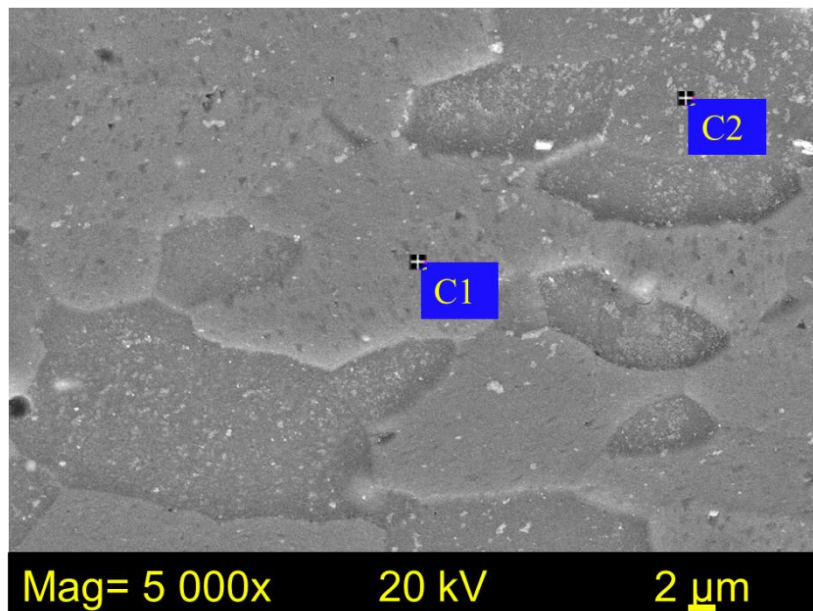


в)

Рисунок 4.1.6 – РЭМ изображение микроструктуры сварного шва.  
 а) исходное состояние, б) после закалки, в) после закалки и искусственного старения. Точки съемок А, В показаны на рисунке 4.1.4.



На рисунке 4.1.7 представлены места измерения и хим. состав сплава и сварного шва без ТО и после закалки полученных в SE режиме. Для сплава в более светлых субзернах концентрация меди выше, чем в темных (см. рис. 4.1.7а). В сварном шве, на границах дендрита в агломерате наблюдается сильное повышение концентрации Cu (приблизительно в 3 раза) и более слабое Mg (см. рис. 4.1.7 б спектр 1), а так же снижение данных элементов в твердом растворе (спектр 2). После проведения процедуры закалки (см. рис. 4.1.7 в) EDX анализ показывает, снижение количества агломератов с высокой концентрацией меди на границах дендритов. В твердом растворе сварного шва происходит возрастание концентрации Cu, и более слабо Mg. Концентрация Mg и Cu в твердом растворе сварного шва становится близка к концентрации их в основном сплаве (см. рис. 4.1.7 в). Происходит максимальная гомогенизация твердого раствора шва с равномерным распределением легирующих элементов. Процедура искусственного старения не приводит к существенному изменению распределения элементного состава в твердом растворе.



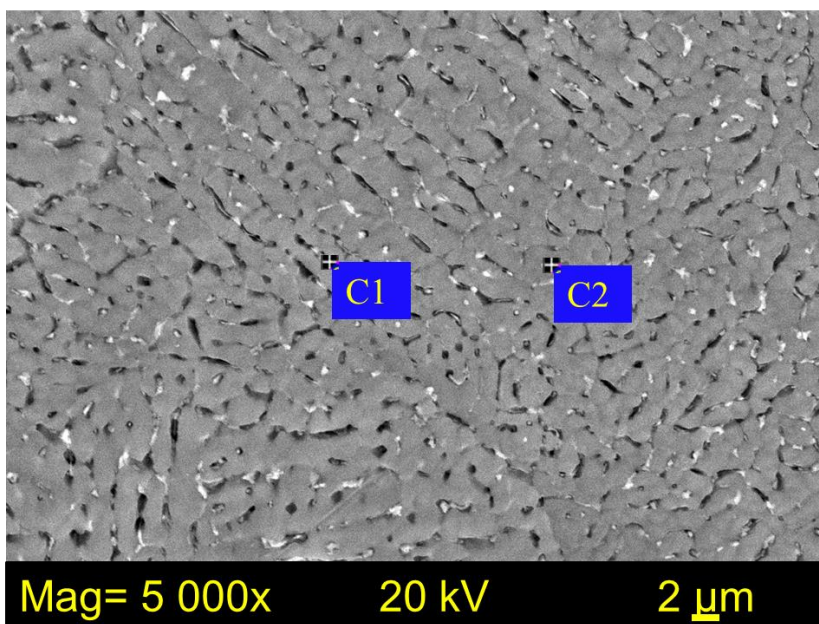
Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.36	1.55
Al K	94.67	96.71
Mn K	0.34	0.17
Cu K	3.62	1.57
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.36	1.55
Al K	93.80	96.29
Mn K	0.80	0.41
Cu K	4.03	1.76
Итого	100.00	100.00

а)



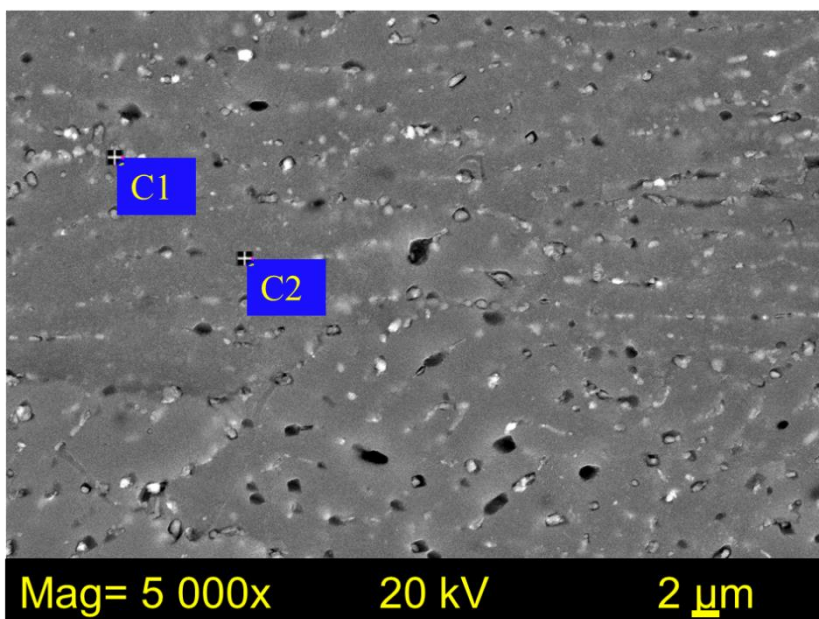
Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.37	1.65
Al K	85.33	92.23
Mn K	0.32	0.17
Cu K	12.98	5.96
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.05	1.19
Al K	95.37	97.23
Mn K	0.42	0.21
Cu K	3.16	1.37
Итого	100	100

б)



Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.41	1.61
Al K	93.56	96.17
Mn K	0.41	0.21
Cu K	4.62	2.02
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	1.06	1.20
Al K	94.99	97.05
Mn K	0.46	0.23
Cu K	3.49	1.51
Итого	100.00	100

в)

Рисунок 4.1.7 – РЭМ изображение микроструктуры и места измерений  
элементного состава:

а) сплав, б) сварной шов, в) - сварной шов после закалки



### 4.1.3 Фазовый анализ лазерных сварных соединений

Проведены исследование эволюции фазового состава лазерных сварных соединений сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg до и после оптимальной пост термообработки.

На рисунке 4.1.8 приведены дифрактограммы образцов со сварным соединением без ТО и после оптимального ТО полученные с помощью синхротронного излучения в геометрии на просвет. Точки измерения показаны на рисунке 4.1.8

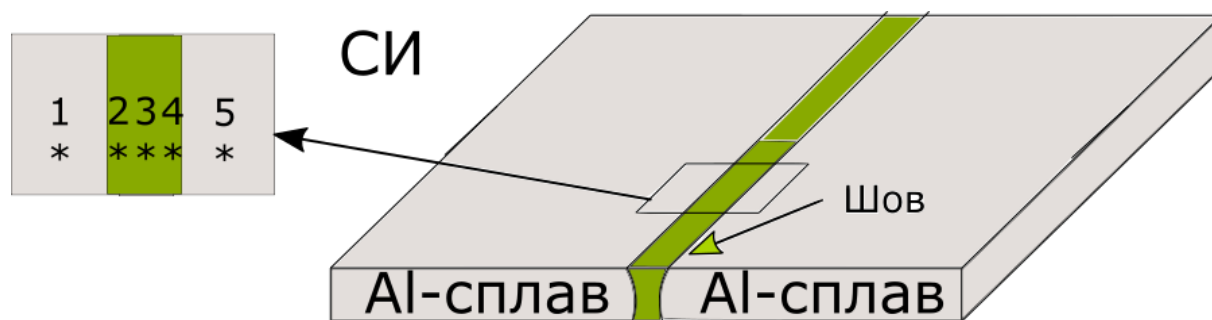


Рисунок 4.1.8 – Принципиальная схема измерения фазового состава сварного шва и основного сплава с использованием синхротронного излучения.

С помощью синхротронного излучения анализируется весь объем материала. Малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала.

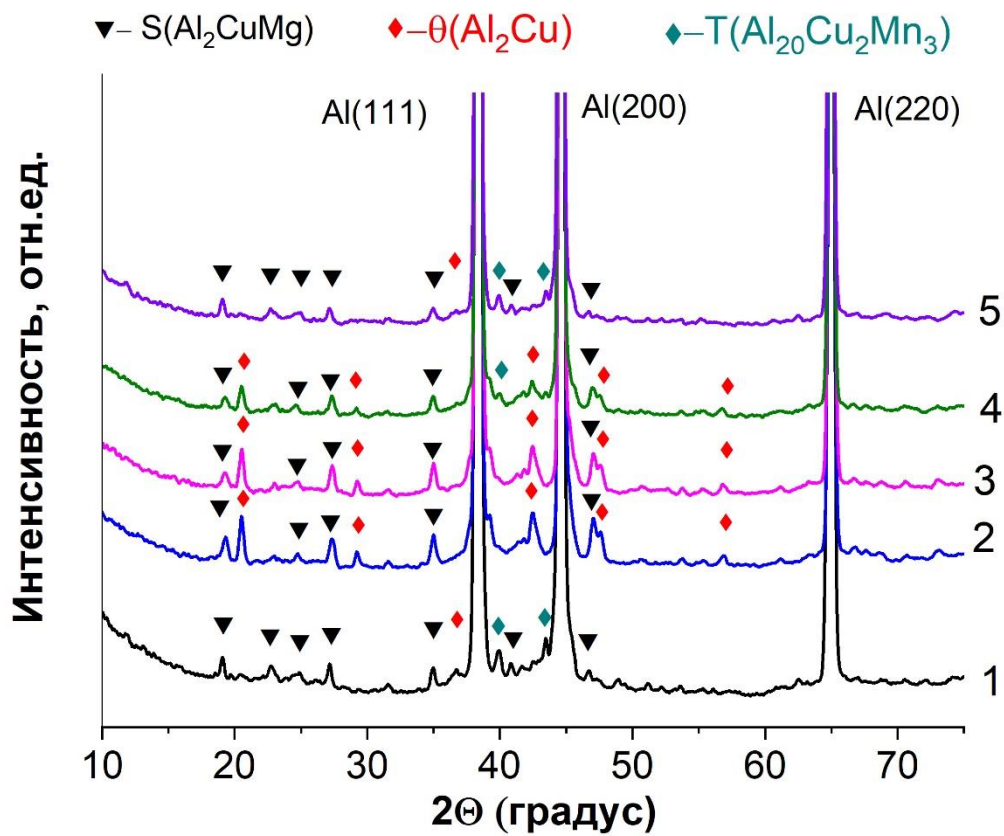
На рисунке 4.1.9 а (точки 1,5) показывает, что на дифрактограммах исходного сплава, кроме интенсивных рефлексов фазы Al присутствуют также в основном рефлексы фазы  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ , малое количество фазы  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ . Кроме этого исследование с помощью синхротронного излучения позволило зафиксировать рефлексы фазы  $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$  на углах  $2\theta$  равных 39,98 и 43,47. Идентификация данных рефлексов произведена на основе данных из работы [34]. В зоне плавления и ЗТВ сварного шва (рис. 4.1.9 а (точки 2,3,4) количество рефлексов  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  значительно возросло по сравнению с исходным сплавом. Это обусловлено, по-видимому, дополнительным формированием этой фазы на границах дендритных субзерен (рис. 4.1.4 а), где они образуют агломераты (см. рис. 4.1.6 а) и в которых значительно повышается концентрация меди (рис 4.1.7, б спектр 1).

После закалки как в сплаве, так и сварном шве значительно уменьшилось количество рефлексов  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  и  $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$  до уровня чувствительности используемого метода.

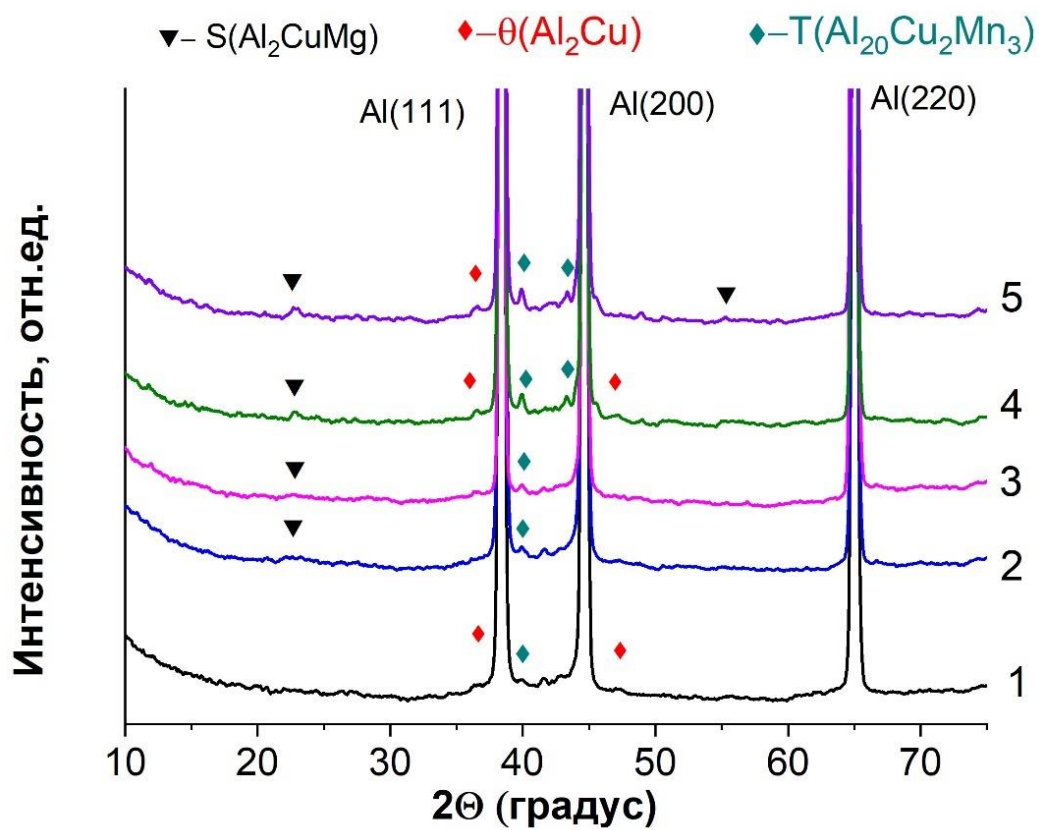
Этот результат находится в соответствии с данными РЭМ изображений микроструктуры сплава и шва, что наглядно демонстрирует сравнение рисунка 4.1.4 а и б, а также уход меди с границы дендритных зерен, что видно из сравнения ((рис 4.1.7 б и в). Представленный результат подтверждает вывод о гомогенизации твердого раствора на уровне атомов легирующих элементов, что обусловлено растворением стабильных фаз  $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ .

В сплаве и шве сохраняется присутствие рефлексов фазы  $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ . Стоит заметить что данные рефлексы зафиксированы после процедуры закалки сплава в работе [34].

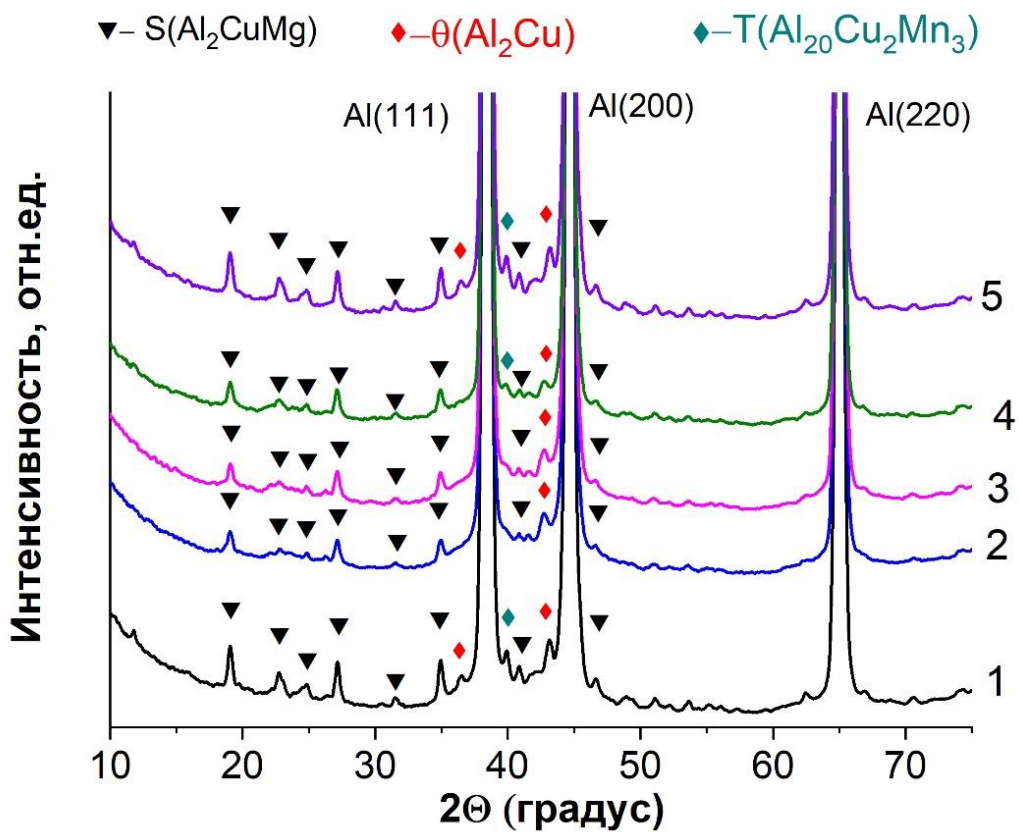
После процедуры искусственного старения в сплаве и в сварном шве фиксируются в основном рефлексы  $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и малое количество рефлексов фаз  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  и  $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ .



a)



б)



в)

Рисунок 4.1.7 – Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением беТО (а), образца со сварным соединением после закалки (б) и образца со сварным соединением после закалки и искусственного старения (в). 1,5- сплав, 2,4 - ЗТВ, 3-ЗП

Применение синхротронного излучения с пространственным разрешением 100 мкм позволило просканировать детально шов и исходный сплав. Оптимальная термообработка восстанавливает фазовый состав сварного шва и тем самым повышает механические характеристики.

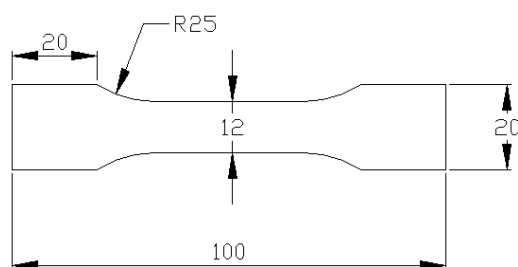
## 4.2 Лазерные сварные соединения сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li

Сплав 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li является промышленным сплавом авиационного назначения (сварные герметичные отсеки, окантовки иллюминаторов, люки и лючки, компоненты кабины и др.). Использование данного сплава в авиа- и ракетостроении позволяет снизить массу клепаной конструкции до 12%. Данный сплав был применен в конструкции самолетов Як-36, Як-38, МиГ-29М, Су-27, Як-42, Ту-204.

На основе оптимизации процесса лазерной сварки, на оптимальных режимах были получены порядка 200 заготовок сварных соединений сплава 1420 производства Каменско-Уральского металлургического завода (ОАО «КУМЗ») толщиной 1,4 мм и размером 55 на 100 мм.

После сварки, из полученных заготовок изготавливались образцы «гантельной» формы для испытаний на прочность согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009, с помощью операции фрезеровки.

На рисунке 4.2.1 показан чертеж образца «гантельной» формы согласно ГОСТу и фотографии части образцов, полученных после процедуры фрезерования.



а)



б)

Рисунок 4.2.1 – Чертеж образцов для испытаний (а) и фотографии образцов (б).

Термообработку образцов производили в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры. Закалку проводили при нагреве до температуры 320-560 °С с различным шагом, со скоростью нагрева 5 °С/мин и выдержкой в течение 30-60 мин, с последующим охлаждением в холодной воде. Для каждого режима было испытано минимум по 3 образца.

#### 4.2.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li

В таблице 4.2.1 приведены основные механические характеристики исходного сплава в состоянии поставки и образца со сварным швом, где  $\sigma_B$  – временное сопротивление на растяжение,  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести,  $\delta$  – предельное относительное удлинение,  $k_i$  – коэффициент, показывающий отношение исследуемых величин сварного соединения к исходному сплаву.

Таблица 4.2.1 – Механические свойства сварного соединения и исходного сплава.

	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$k_2$ , %	$\delta$ , %	$k_3$ , %
сплав	450	-	280	-	18,5	-
сварной шов	342	76	270	96	2,5	14

На рисунке 4.2.2 приведены типичные зависимости напряжения от деформации сплава, сварного шва без термообработки и после закалки при различных значениях температуры.

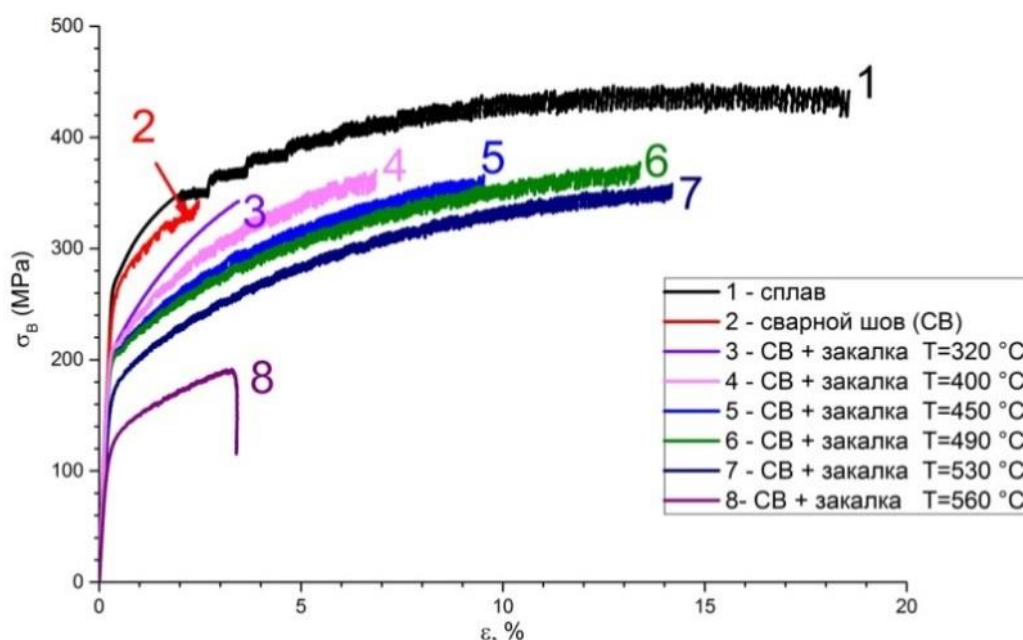


Рисунок 4.2.2 – Зависимость напряжения от деформации сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. Сплав 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li

Увеличение времени выдержки в муфельной печи с 30 до 60 минут не приводит к изменению значений механических характеристик испытываемых образцов, поэтому далее процедура закалки проводилась при времени выдержки 30 мин. Данные рисунка 4.2.2 демонстрируют основные особенности зависимости напряжения от деформации при растяжении образцов. Изменение механических характеристик зависит от температуры закалки.

Сплав 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью). Данный эффект наблюдается так же и в других алюминиево-литиевых сплавах [129,131,140]. Кривая нагружения 1 на рисунке 4.2.2 после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоит из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов. Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа. В [132] показано, что эффект Портевена–Ле Шателье связан с образованием зародыша на боковой поверхности образца, от которого затем в сторону захватов распространяются автоволны локализованной пластической деформации в виде полос, расположенных под углом к оси образца. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Таким образом, происходит диссипация внутренней энергии, и разрушение образцов представляет собой сдвиг вдоль такой полосы. При появлении в образце сварного шва картина существенно меняется. Прерывистая текучесть начинается при очень маленьких величинах относительного растяжения (кривая 2 рис. 4.2.2). Если в однородном материале первый сброс напряжения происходил при  $\delta_{пт} \approx 3,5\%$ , то при наличии необработанного шва – при  $\delta_{пт} \approx 0,4\%$ , что соответствует верхней границе упругости.

Интересно отметить, что после закалки образцы со сварным швом (кривая 3-7 рис. 4.2.2) достигают достаточно больших уровней относительного растяжения (до 14%) до разрушения, однако прерывистая текучесть начинается также при



очень малых относительных растяжениях ( $0,3 \div 0,4$ ) %. Механические характеристики согласно кривой 8 при температуре закалки  $560^{\circ}\text{C}$ , имеют низкие значения.

На рис. 4.2.3 представлены зависимости изменения средних значений  $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. Закалка образцов со сварным швом приводит к увеличению относительного удлинения с 2,2 до 13-14%, при этом оказывает слабое влияние на абсолютные значения временного сопротивления  $\sigma_{\text{в}}$ , данные значения лежат в диапазоне  $325 \div 375$  МПа, и приводит к уменьшению предела пластичности  $\sigma_{0,2}$  с 225 до 160 МПа. В данных режимах исследовался также контрольный образец, не содержащий сварного шва. После термической обработки в виде закалки, механические характеристики образцов исходного сплава и образцов со сварным швом совпадают в пределах экспериментального разброса, т.е. уже в результате закалки происходит выравнивание характеристик материала сварного шва и исходного сплава.

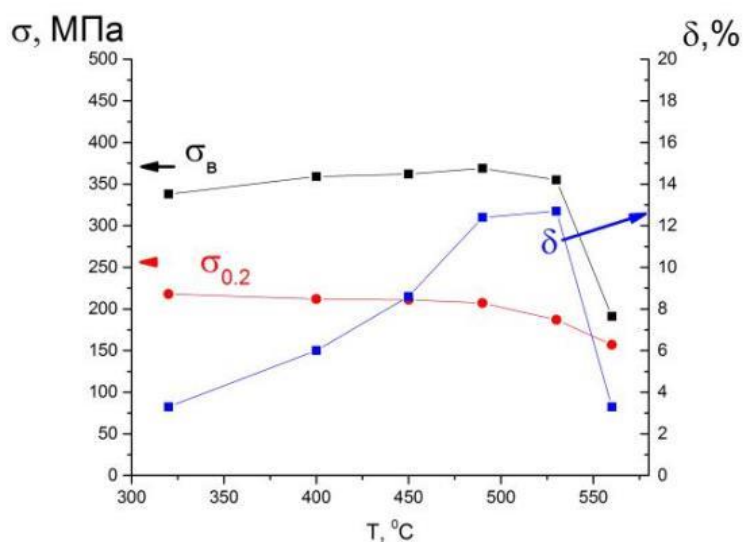


Рисунок 4.2.3 – Зависимость временного сопротивления ( $\sigma_{\text{в}}$ ), предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предельного относительного удлинения ( $\delta$ ) от температуры закалки образцов со сварным соединением. Сплав 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li

На рисунке 4.2.4 представлены отношения значений  $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  для шва с термообработкой и без нее к соответствующим величинам для исходного сплава,



где  $k_1$  – отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  – отношение предела текучести,  $k_3$  – отношение относительного удлинения соответственно к соответствующим величинам для исходного сплава.

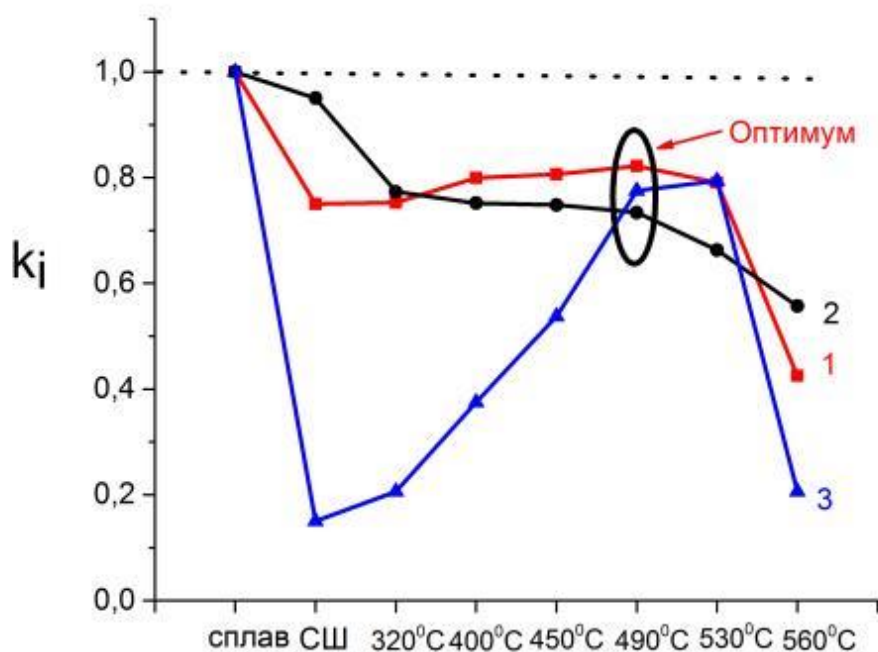
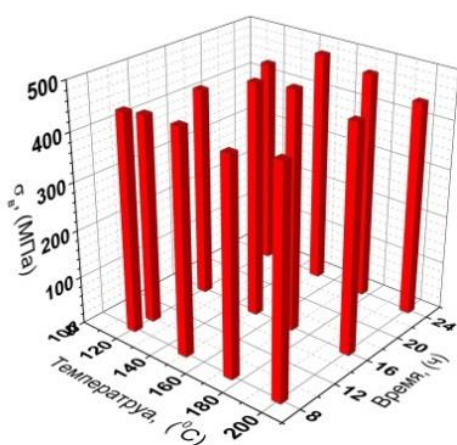


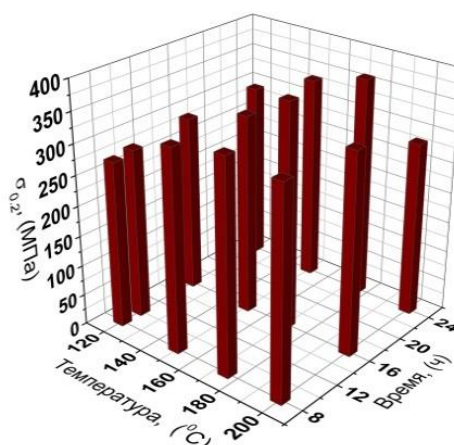
Рисунок 4.2.4 – Зависимость отношений временного сопротивления (1), предела пластичности (2), предельного относительного удлинения (3) сплава, сварного шва без ТО, сварного шва с ТО в виде закалки при различных температурах. Сплав 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li.

Согласно рисунку 4.2.4, кривая коэффициента  $k_1$  имеет максимум при температуре закалки  $T=490$  °C, коэффициент  $k_2$  монотонно убывает и для шва с термообработкой достигает максимальных значений при температуре закалки  $T=320$  °C, кривая коэффициента  $k_3$  имеет максимум при температуре закалки  $T=530$  °C. Как видно из рисунка 4.2.4 все коэффициенты  $k_i$  имеют близкие значения 0,78-0,82 при температуре закалки  $T=490$  °C, при этом отношение временного сопротивления к основному сплаву имеет максимальное значение, в связи с чем данная температура закалки выбрана в качестве оптимальной.

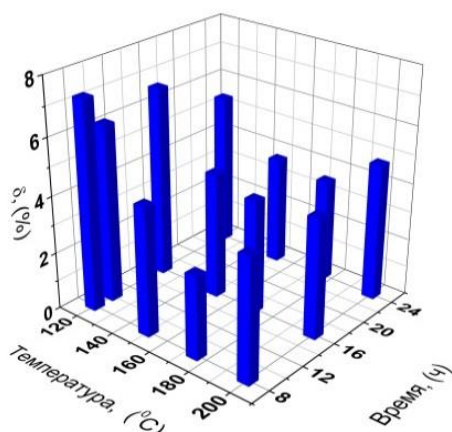
Далее образцы со сварным соединением подвергались процессу термообработки в виде искусственного старения после закалки при температуре 490 °С. Процесс старения проводили при температурах 120 - 200°С, длительность варьировалась в интервале 8-24 часов. На рисунке 4.2.5 представлены диаграммы зависимости средних значений  $\sigma_B$  (а)  $\sigma_{0.2}$  (б)  $\delta$  (в) от температурно-временных характеристик искусственного старения, проведенного после закалки при температуре 490 °С.



а)



б)



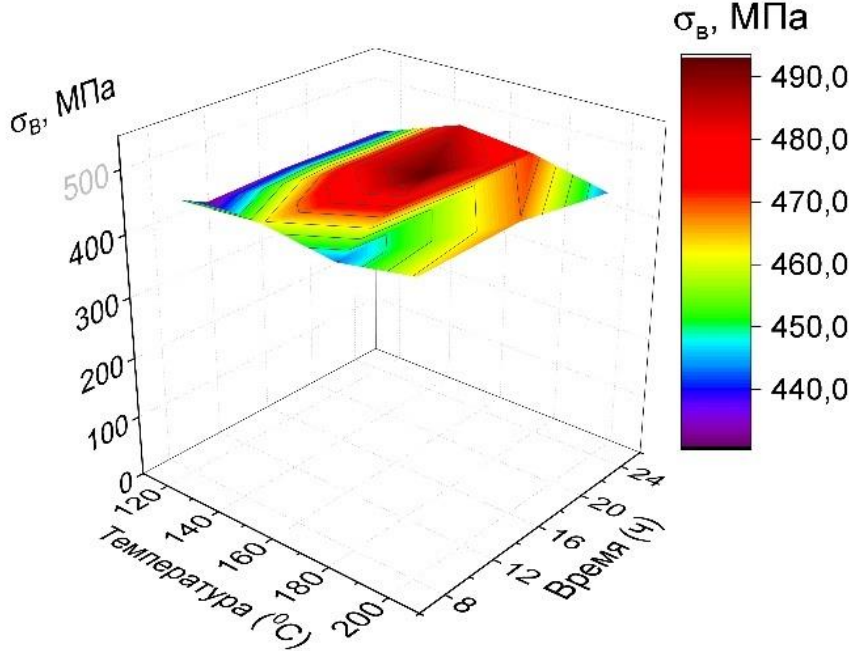
в)

Рисунок 4.2.5 – Диаграммы зависимости значений  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

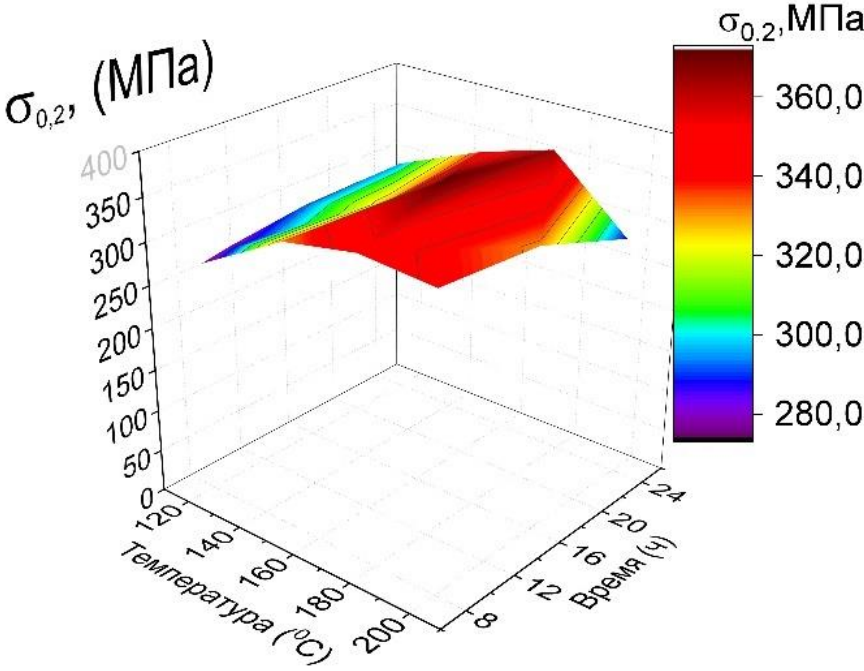
Сплав 1420  
система Al-5.2Mg-2.1Li.

Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения от температуры и времени искусственного старения образцов со сварным соединением, на рисунке 4.2.6 представлены полученные на основе значений рисунке 4.2.5, 3D-поверхности,

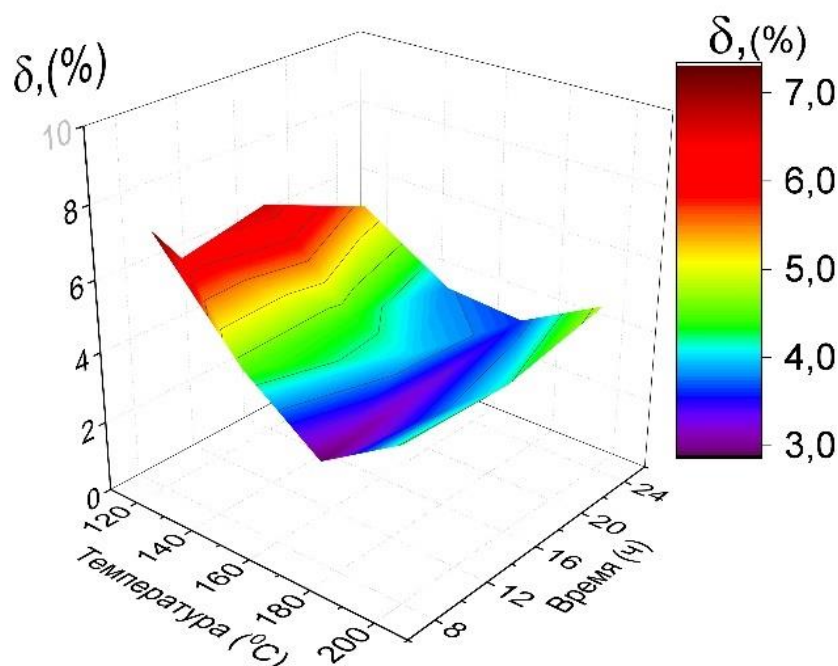
полученные путем аппроксимации в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.



a)



б)



в)

Рисунок 4.2.6 – 3D-поверхности зависимости  $\sigma_b$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

Сплав 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li

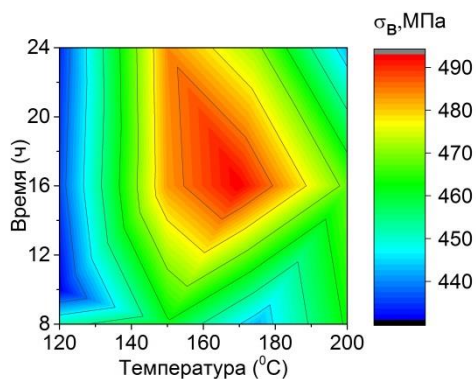
Анализируя 3D-поверхности, представленные на рисунке 4.2.6, можно установить, что в интервале температуры 150-180 °С и времени 14-20 ч. на поверхности  $\sigma_b$  наблюдается явный максимум, при этом максимальные значения временного сопротивления составляют 480-490 МПа и превышают значения исходного сплава в состоянии поставки на 6 %. Также наблюдается минимум, который достигается при температуре искусственного старения 120-130 °С и времени выдержки 10-24 часа, значения временного сопротивления составляют 440-450 МПа, то есть приблизительно равны значению временного сопротивления исходного сплава в состоянии поставки. На 3D-поверхности предела текучести образцов со сварным соединением также наблюдается ярко выраженный максимум при  $T=150-180$  °С и времени 12-22 часа, при этом значения  $\sigma_{0.2}$  составляют 340-360 МПа и превышают значения для исходного сплава в состоянии поставки в 1,33 раза. Минимум предела текучести достигается при  $T=120-130$  °С и времени 8-14 часов,

при этом значения  $\sigma_{0,2}$  составляют 280-290 МПа и равняются значениям  $\sigma_{0,2}$  для исходного сплава в состоянии поставки.

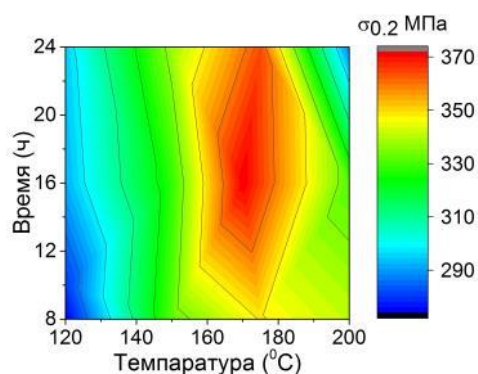
На 3D-поверхности предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением наблюдается ярко выраженный минимум при  $T=160-190$  °С и времени 8-24 часа, при этом значения  $\delta$  составляют 3-4%, что равно 16-21 % от значения  $\delta$  для исходного сплава в состоянии поставки. Максимум относительного удлинения достигается при  $T=120$  °С и времени 8 часов, при этом значения  $\delta$  составляют 6,5-7 %, что равно 35-40 % от значения  $\delta$  для исходного сплава в состоянии поставки.

Стоит отметить появление максимума на 3D-диаграммах временного сопротивления и предела текучести в приблизительно одинаковом диапазоне температуры и времени. При этом в областях максимума временного сопротивления и текучести наблюдается зона падения предельного относительного удлинения (минимум) и наоборот, в областях минимума временного сопротивления и предела текучести предельное относительное удлинение достигает максимальных значений.

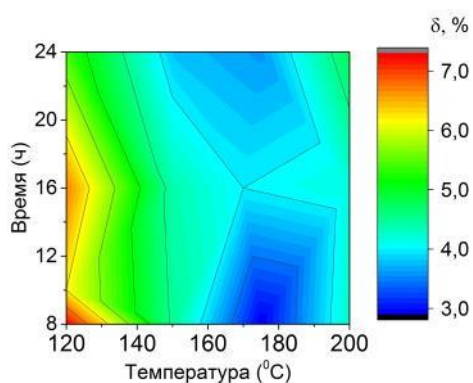
По результатам экспериментальных исследований, согласно рисункам 4.2.5. и 4.2.6, построены приведенные на рис. 4.2.7 3D-карты механических свойств (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения (аппроксимация с помощью метода наименьших квадратов). Координата  $z$  временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы.



а)



б)



в)

Рисунок 4.2.6 –  
Механические 3D-карты  $\sigma_{в}$ (а),  $\sigma_{0.2}$   
(б),  $\delta$  (в) образцов со сварным  
соединением.  
Система Al-Mg-Li (1420)

На картах наблюдаются области максимума, называемые топографическим хребтом (область максимальных значений) и минимума, называемые топографической впадиной (область минимальных значений). Для значений временного сопротивления и пластичности диапазоны температуры и времени топографического хребта и впадины совпадают. Для относительного удлинения топографическая впадина лежит в диапазоне топографического хребта для предела пластичности и прочности и наоборот диапазон топографического хребта, соответствует диапазону топографической впадины для временного сопротивления и пластичности.

Для сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.5Mg-2Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 490 °C с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °C с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{в}=450$  МПа,  $\sigma_{0,2}=370$  МПа и  $\delta=3,8\%$ .

#### **4.2.2 Микроструктурные исследования**

На рисунке 4.2.7 представлены общие виды разрыва образца, микроструктура зоны плавления сварного шва, материала в зоне термического влияния и основного сплава, как в отсутствие термообработки, так и после проведения закалки при начальном нагреве до температур  $T=320, 400, 450, 490, 530, ^\circ\text{C}$  и выдержке в течение 30 мин полученные с помощью конфокального лазерного микроскопа оптического микроскопа. На рисунке 4.2.8 представлены фотографии, полученные с помощью электронного микроскопа зоны плавления сварного шва, материала в зоне термического влияния и основного сплава, как в отсутствие термообработки, так и после проведения закалки.



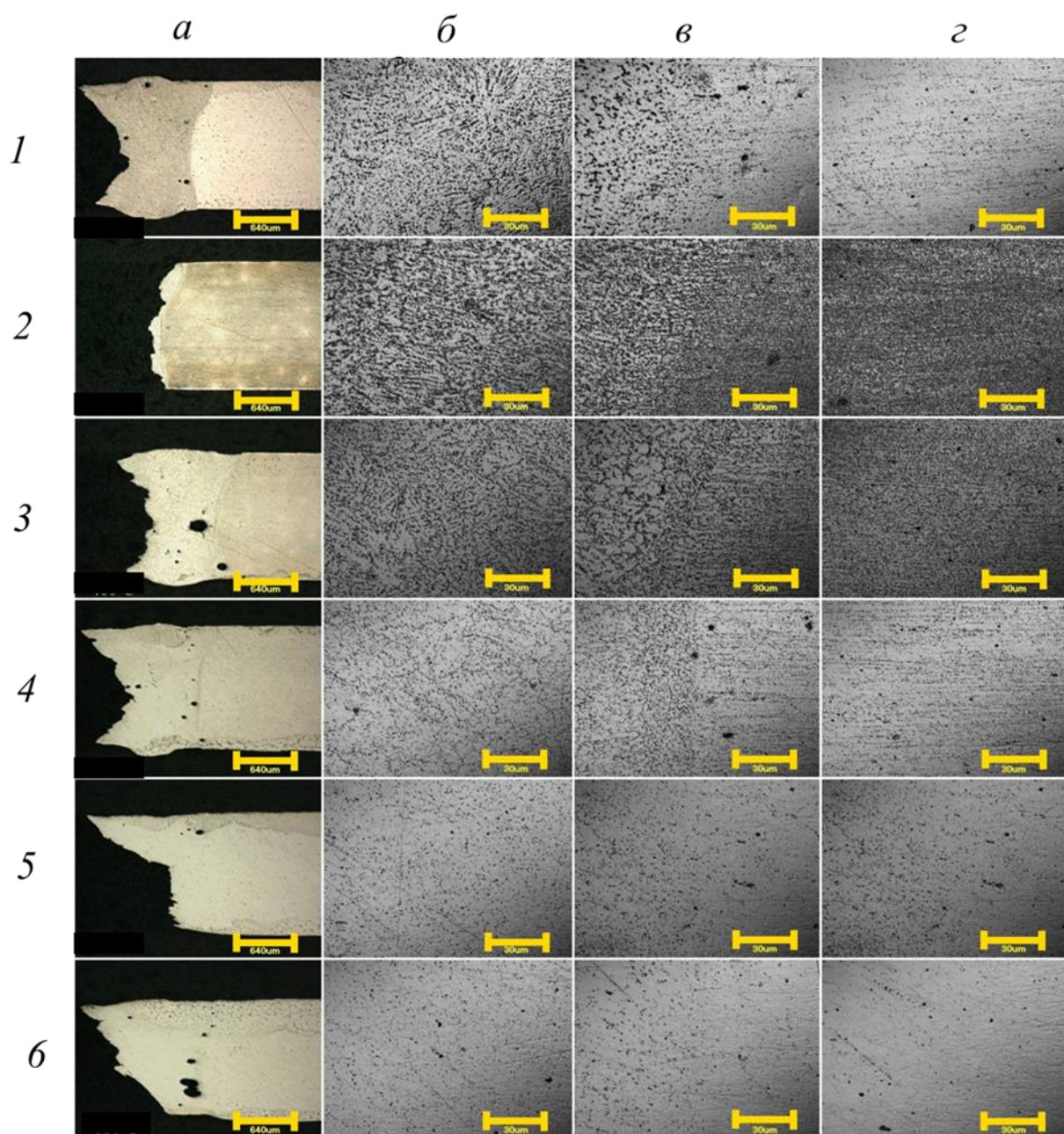


Рисунок 4.2.7 – Морфология разрушенных образцов и микроструктура шлифов, при различных значениях температуры закалки: а – общий вид образца, б – сварной шов, в – зона термического влияния, г – основной сплав; 1 без термообработки, 2 –  $T=320\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 3 –  $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 4 –  $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 5 –  $T=490\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 6 –  $T=530\text{ }^{\circ}\text{C}$ .



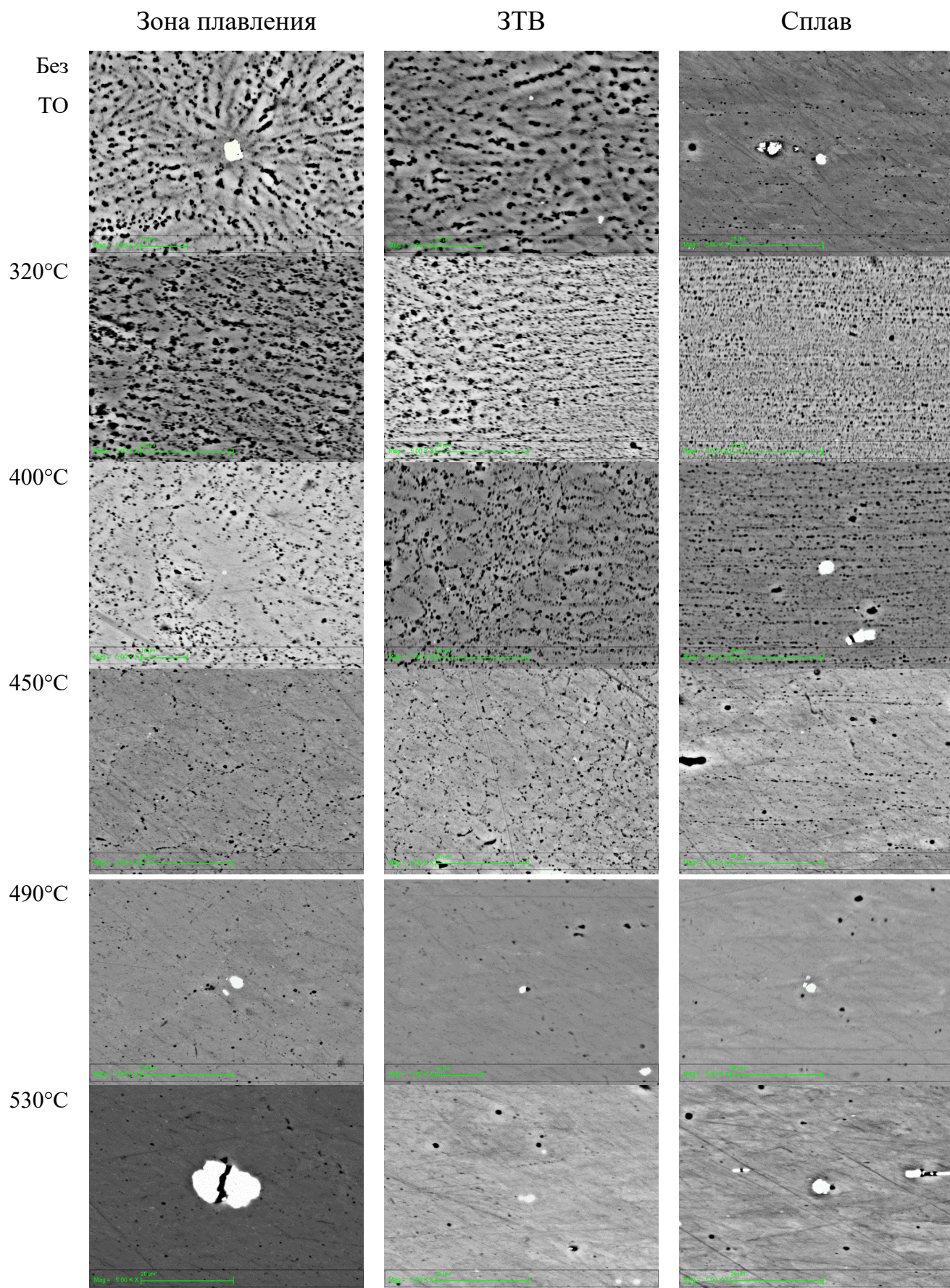


Рисунок 4.2.8 – РЭМ изображение микроструктуры сплава зоны плавления и ЗТВ, без то и при различных значениях температуры закалки.

Стоит заметить что изображение полученное с помощью растрового и электронного микроскопа совпадают.

Основу сплава 1420 составляет  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии. Основной упрочняющей фазой является  $\delta'$ -фаза  $\text{Al}_3\text{Li}$ , частицы которой имеют размер порядка 30 нм и равномерно распределены по объему сплава. Кроме того, в расплаве формируется тройная фаза  $S_1\text{-Al}_2\text{MgLi}$ , которая на рисунке 4.2.7-4.2.7 в основном сплаве имеет вид редко расположенных темных частиц размером несколько микрометров.

Микроструктура сварного шва принципиально отличается от микроструктуры основного сплава. Твердый раствор после переплавления находится в двухфазной области  $\alpha+S_1$ . В центре сварного шва наблюдается разориентированная дендритная структура, которая в зоне термического влияния становится более упорядоченной. В области шва на границах и в объеме дендритных зерен формируется множество темных включений  $S_1$ -фазы с характерным размером 1-2 мкм. В зоне термического влияния по мере приближения к области нерасплавленного металла количество и размер этих включений уменьшается.

Закалка при температуре  $T=320$  °С приводит к существенному изменению микроструктуры основного сплава. Твердый раствор переходит в двухфазное состояние  $\alpha+S_1$ . Наблюдается формирование многочисленных хаотически расположенных частиц темного цвета размером несколько микрометров. С увеличением температуры закалки количество этих частиц, как в сплаве, так и в шве уменьшается, и при температуре закалки  $T=490, 530$  °С микроструктура всего образца становится близка к микроструктуре исходного сплава с редкими включениями частиц  $S_1$ -фазы.

На рисунке 4.2.9 показаны фотографии, полученные с помощью электронного микроскопа, при различном увеличении поверхности структуры изломов исходного сплава сварного шва до и после закалки при различных температурах.

100×

750×

5000×



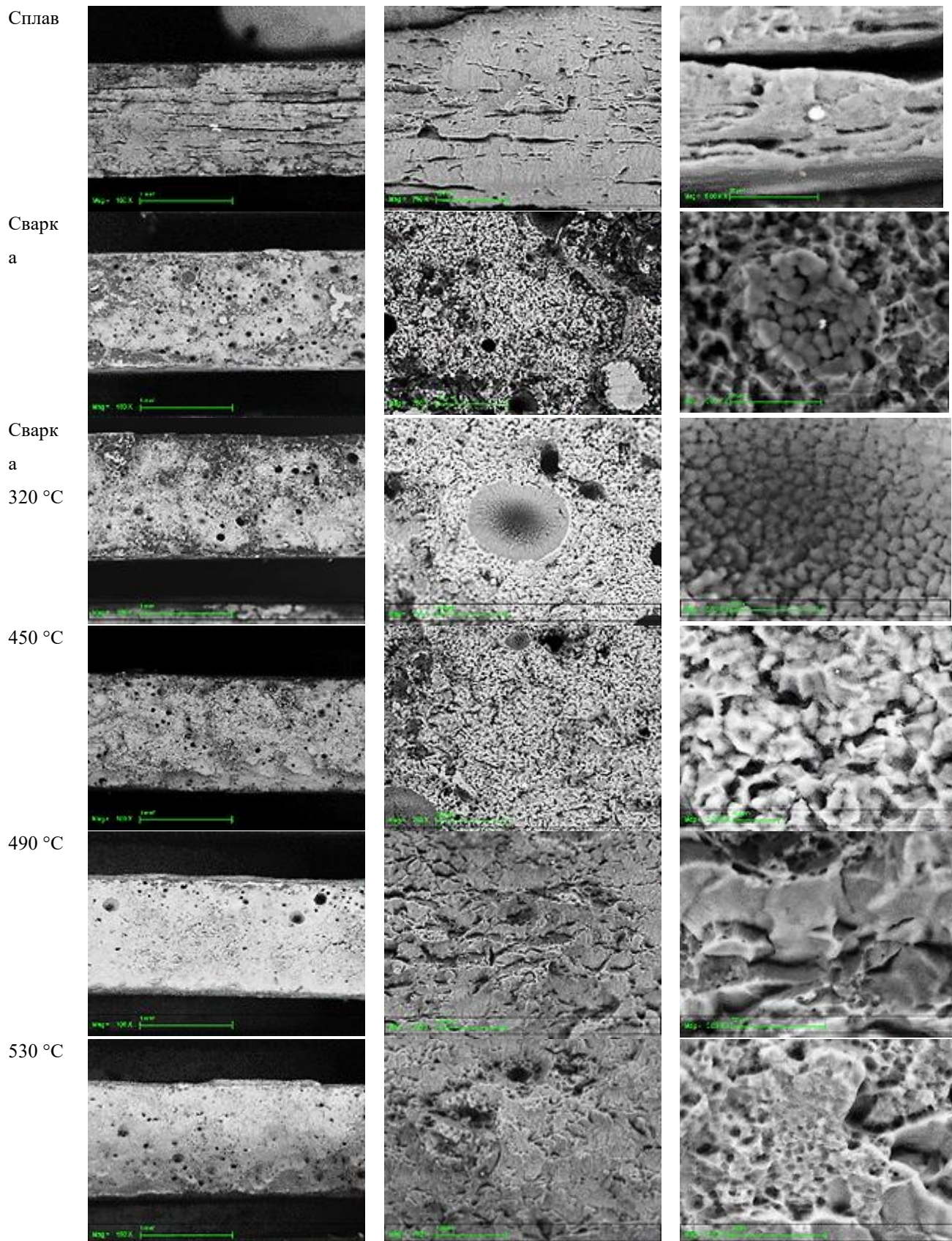


Рисунок 4.2.9 – РЭМ изображение поверхности изломов при различном увеличении.

Согласно рисунку 4.2.9 поверхность исходного сплава имеет тонкую волокнистую структуру, с разрывами между волокнами. После процесса лазерной сварки структура поверхности изломов имеет ямочный рельеф наблюдаются мелкие поры. Структура излома сварного шва при температуре закалки 490 °С имеет волокнистый вид и приближается к структуре излома исходного сплава. Сплав 1420 характеризуется повышенным содержанием Li и Mg кроме этого в сплаве присутствуют различные оксидные включения и возможное избыточное содержание газов [141]. Пористость в сварном шве обусловлена наличием данных факторов, которые становятся центрами зарождения пор. Улучшенной модификацией сплава 1420 является сплав 1424 который характеризуется меньшим содержанием Li и Mg, различных оксидных включений. На данном сплава 1424 получают беспористые лазерные сварные соединения.

Исследование микро и наноструктуры зоны плавления и сплава на оптимальном режиме пост термообработки закалка при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 16 часов показаны на рисунке 4.2.10 .

Микроструктура термически обработанного сплава приблизилась к микроструктуре сплава в состоянии поставки. Стоит отметить, что в микроструктуре шва после старения произошли изменения, связанные с частичной локализацией агломератов на границе дендритных зерен, что приблизило его структуру к структуре сплава в состоянии поставки. Анализируя микроструктуру сварного шва и сплава, а так же основываясь на работах [142,143], можно предположить следующее. Цепочки агломератов, располагающихся преимущественно на границах дендритных зерен для сплава и на границах, и в объеме дендритных зерен сварного шва, являются скоплением фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ . В твердом растворе сплава внутри дендритного зерна (рис.1.10.а) частицы размером порядка 40-60 нм являются  $\delta'(Al_3Li)$ , а 100-300 нм –  $S_1(Al_2MgLi)$ . Искусственное старение позволяет обеспечить выделение основной упрочняющей интерметаллидной фазы  $\delta'(Al_3Li)$  как в шве, так и в сплаве. При этом локализация



тройной фазы  $S_1(Al_2MgLi)$  происходит на границе дендритных зерен, частично в шве и практически полностью в сплаве.

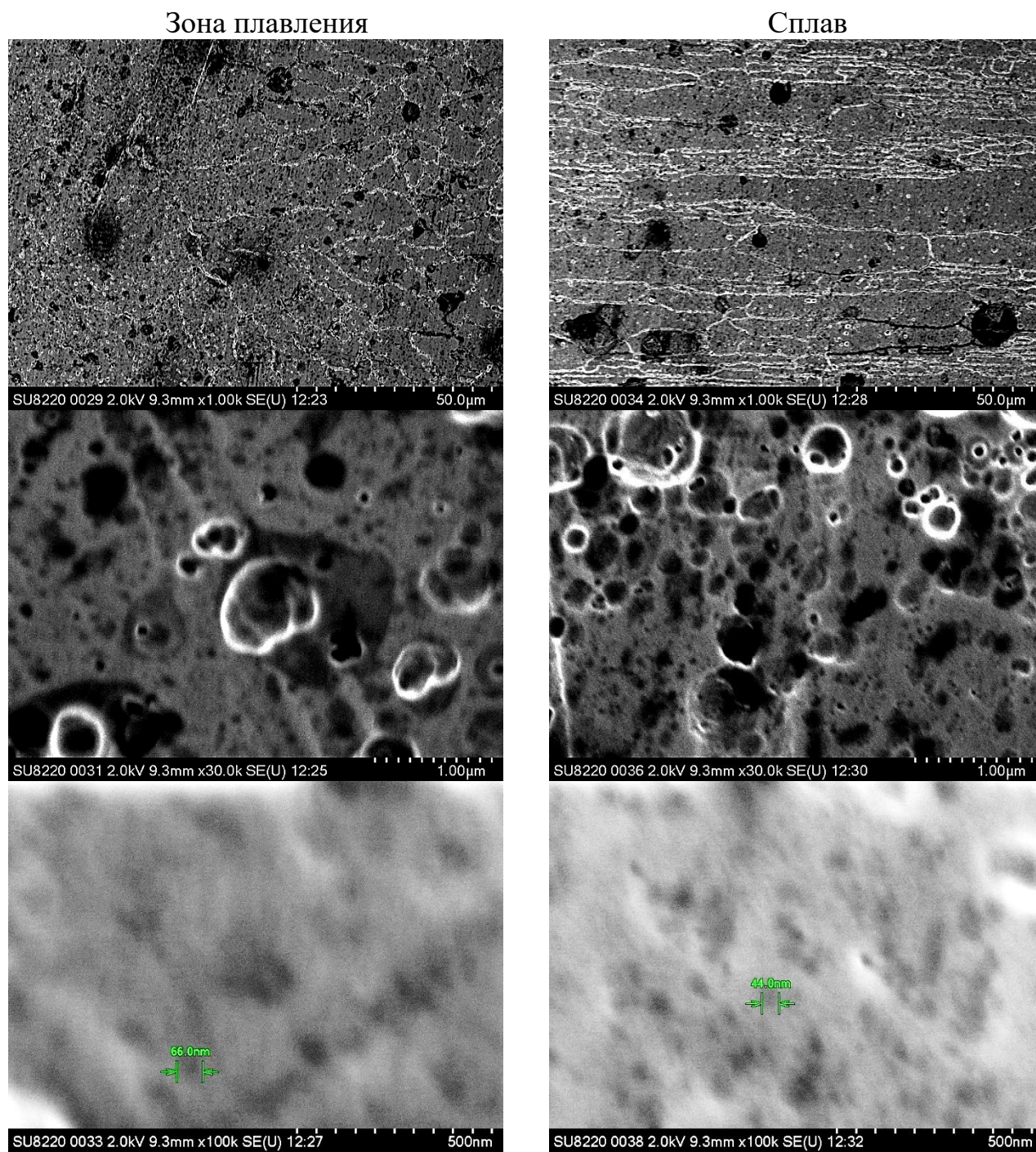


Рисунок 4.2.10 – РЭМ изображение зоны плавления и сплава после оптимальной пост термообработки

### **4.3 Лазерные сварные соединения сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.6Li**

Сплав 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li – термически стабильный среднепрочный свариваемый коррозионностойкий сплав с повышенными характеристиками трещиностойкости, имеет меньшую плотность (по сравнению со сплавом 1420), дополнительно легирован Sc. Сплав 1424 является одним из наиболее перспективных сплавов для создания сварного фюзеляжа aerobусов. Основой данного сплава является  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии ( $\alpha$ -Al), кроме этого присутствуют примеси фаз  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi), а так же когерентные фазы интерметаллидов Al<sub>3</sub>Sc и Al<sub>3</sub>Zr [41,144]. В исследованиях использовался сплав в состоянии поставки T1.

#### **4.3.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li**

На основе оптимизации процесса лазерной сварки, на оптимальных режимах были получены порядка 200 заготовок сварных соединений сплава 1424 производства ФГУП ВИАМ толщиной 1,6 мм и размером 55 на 100 мм.

После сварки из полученных заготовок изготавливались образцы «гантельной» формы для испытаний на прочность согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009, с помощью операции фрезеровки.

Термообработку образцов производили в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры. Закалку проводили при нагреве до температуры 450, 490, 530 560 °С, со скоростью 5°С/мин, и выдержкой в течение 30 мин с последующим охлаждением в холодной воде. Процесс старения проводили в диапазоне температур 120–175°С, длительность варьировалась в интервале 4–16 часов. Для каждого режима было испытано минимум по 3 образца. Средний экспериментальный разброс определения предела текучести составил 3,2%, временного сопротивления – 2,2%, предельного относительного удлинения – 10% (повышенный разброс последней величины объясняется тем, что, в отличие от временного сопротивления, предела текучести и деформации при достижении

временного сопротивления, предельное относительное удлинение зависит от микродефектов поверхности конкретного образца).

В таблице 4.3.1 приведены основные механические характеристики исходного сплава в состоянии поставки и образца со сварным швом, где  $\sigma_B$  – временное сопротивление на растяжение,  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести,  $\delta$  – предельное относительное удлинение,  $k_i$  – коэффициент, показывающий отношение исследуемых величин сварного соединения к исходному сплаву.

Таблица 4.3.1. – Механические свойства сварного соединения и сплава.

Наименование	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ ,	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$k_2$ ,	$\delta$ , %	$k_3$ ,
сплав	512	-	366	-	7,8	-
образец со швом	384	0.75	303	0.83	2,4	0.33

На рисунке 4.3.1 приведены типичные зависимости напряжения от деформации сплава, сварного шва без термообработки и после закалки при различных значениях температуры.

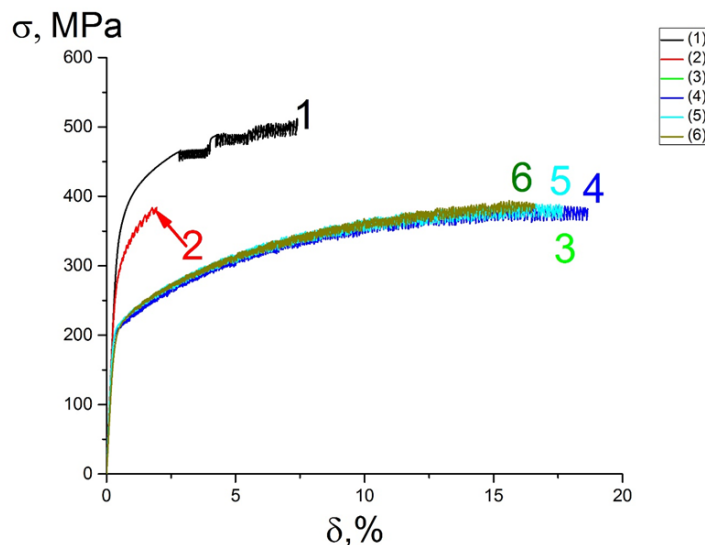


Рисунок 4.3.1 – Зависимость напряжения от деформации сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. Система Al-4.9Mg-1.65Li (сплав 1424).

1 – сплав, 2 – сварной шов (СВ), 3 – СВ +закалка 450 °С, 4 – СВ +закалка 490 °С, 5 – СВ +закалка 530 °С, 6 – СВ +закалка 560 °С.

Увеличение времени выдержки в муфельной печи с 30 до 60 минут не приводит к изменению значений механических характеристик испытываемых образцов, поэтому далее процедура закалки проводилась при времени выдержки 30 мин. Данные рисунка 4.3.1 демонстрируют основные особенности зависимости напряжения от деформации при растяжении образцов. Сплав 1424 свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью). Кривая нагружения 1 на рис. 4.3.1 после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоит из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов. Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа. При появлении в образце сварного шва картина существенно меняется. Прерывистая текучесть начинается при очень маленьких величинах относительного растяжения (кривая 2 рис. 4.3.1). Если в однородном материале первый сброс напряжения происходил при  $\delta_{пт} \approx 3,5\%$ , для сплава 1424, то при наличии необработанного шва – при  $\delta_{пт} \approx 0,4\%$ , что соответствует верхней границе упругости.

Необходимо отметить, что относительное удлинение определялось экстензометром с измерительной базой 12 мм (это минимально возможное расстояние между щупами экстензометра). В случае, если сварное соединение равнопрочно (это выполняется для всех термообработанных образцов), деформация в пределах измерительной базы распределена достаточно равномерно, так что относительное удлинение шва и относительное удлинение основного металла совпадают и равны относительному удлинению, измеренному экстензометром. У образцов без термообработки пластическая деформация в значительной мере локализуется в сварном шве, ширина которого около 1 мм. Таким образом, для необработанного шва измеряемое экстензометром предельное относительное удлинение представляет собой не характеристику пластичности материала шва, а усредненную характеристику пластичности сварной детали,



определяемую на заданной базе измерения. Чем больше различаются пределы текучести шва и основного металла, тем более деформация локализована в шве и, соответственно, тем меньше измеряемое по заданной базе предельное относительное удлинение. Т.е, малая длина кривой 2 на рисунке 4.3.1. вдоль оси деформаций (значение  $\delta$  образца со швом в таб. 4.3.1.) говорит не о хрупкости материала шва, а о том, что его предел текучести существенно меньше, чем у исходного сплава, из-за чего деформация сильно локализована и сварная деталь в целом выдерживает маленькую деформацию.

Интересно отметить, что после закалки образца со сварным швом кривая 3 рисунок 4.3.1 достигает достаточно большего уровня относительного растяжения до разрушения (18%), однако прерывистая текучесть начинается также при очень малых относительных растяжениях (0.3÷0.4) %.

На рисунке 4.3.2 представлены зависимости средних значений  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. На рисунке 4.3.3 представлены отношения значений  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$  для шва с термообработкой и без нее к соответствующим величинам для исходного сплава, где  $k_1$  – отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  – отношение предела текучести,  $k_3$  – отношение относительного удлинения соответственно к соответствующим величинам для исходного сплава.

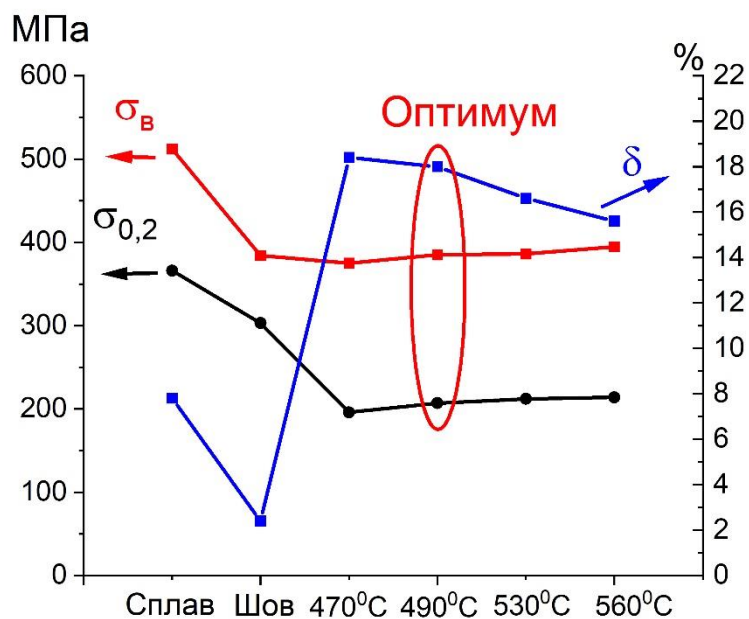


Рисунок 4.3.2 – Зависимость временного сопротивления ( $\sigma_B$ ), предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предельного относительного удлинения ( $\delta$ ) от температуры закалки образцов со сварным соединением. Сплав 1424 система системы Al-4.9Mg-1.65Li.

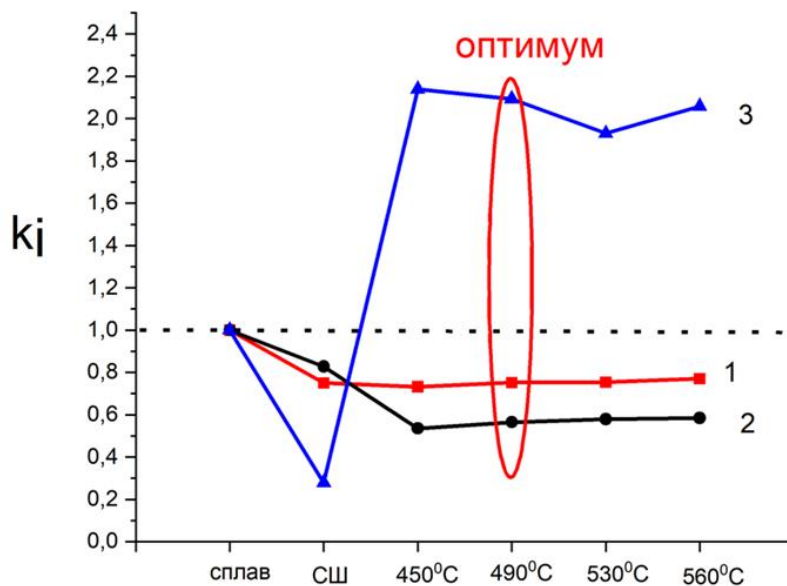


Рисунок 4.3.3 – Зависимость отношений коэффициентов временного сопротивления (1), предела пластичности (2), предельного относительного

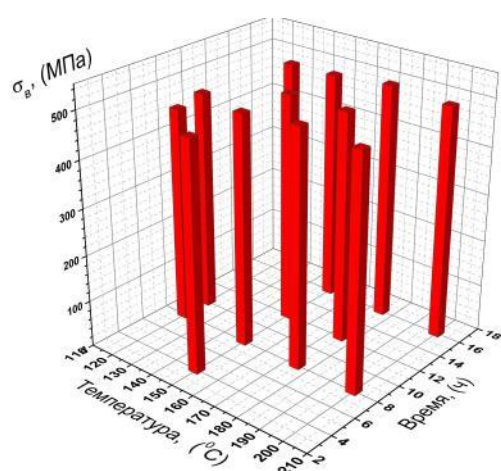
удлинения (3) сплава, сварного шва без ТО, сварного шва с ТО в виде закалки при различных температурах.

Закалка образцов со сварным швом оказывает слабое влияние на абсолютные значения временного сопротивления  $\sigma_B$  (данные значения лежат в диапазоне 375÷394 МПа) и приводит к уменьшению предела пластичности  $\sigma_{0.2}$  с 303 до 196 МПа, в отличие от сварного шва без ТО. В данных режимах исследовался также контрольный образец, не содержащий сварного шва. После термической обработки в виде закалки, механические характеристики образцов исходного сплава и образцов со сварным швом совпадают в пределах экспериментального разброса, т.е. уже в результате закалки происходит выравнивание характеристик материала сварного шва и исходного сплава.

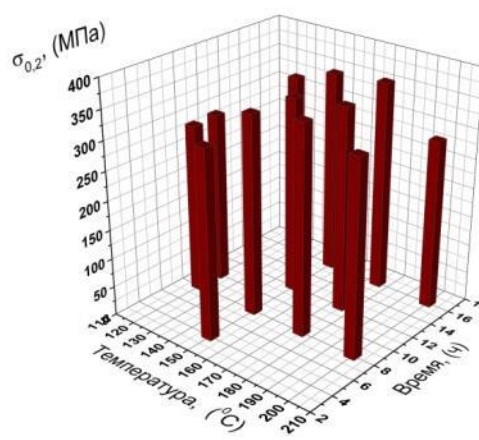
Интересно сравнить результаты исследования сплава системы Al-4.9Mg-1.65Li (сплава 1424) с данными, полученными при исследовании образцов сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li с более высоким содержанием легирующих элементов Mg и Li (см. раздел 4.2.). Наблюдается влияние количества легирующих элементов на характер изменения прочностных характеристик от процесса термообработки. Так, например, для образцов сварных соединений сплава 1424 наблюдается слабый рост значений  $\sigma_{0.2}$  с увеличением температуры закалки, для сплава 1420 наблюдается снижение. Для образцов сварных соединений сплава 1424 наблюдается снижение значений  $\delta$ , а для образцов сварных соединений сплава 1420 – значительный рост. Наблюдается рост значений  $\sigma_B$  образцов сварных соединений для обоих сплавов с ростом температуры закалки. При температуре закалки 560 °С сплава системы Al-5.2Mg-2.1Li (сплав 1420)  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$  имеют низкие значения, в отличии от сплава системы Al-4.9Mg-1.65Li (сплав 1424).

В качестве оптимума температуры закалки для сплава 1424 выбрана  $T=490$  °С, так как выше этого значения наблюдается снижение  $\delta$ , а также с целью недопущения пережога.

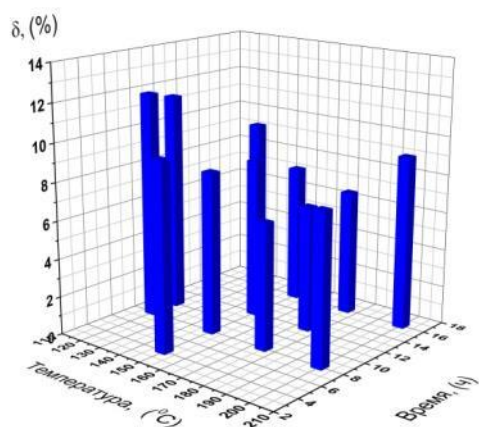
Далее образцы со сварным соединением подвергались процессу термообработки в виде искусственного старения после закалки, проведенной при температуре 490 °С. Процесс старения проводили при температурах 120–200°С, длительность варьировалась в интервале 4-16 часов. На рисунке 4.3.4 представлены диаграммы зависимости средних значений  $\sigma_B$  (а)  $\sigma_{0.2}$  (б)  $\delta$  (в) от температурно-временных характеристик искусственного старения, проведенного после закалки при температуре 490 °С.



а)



б)

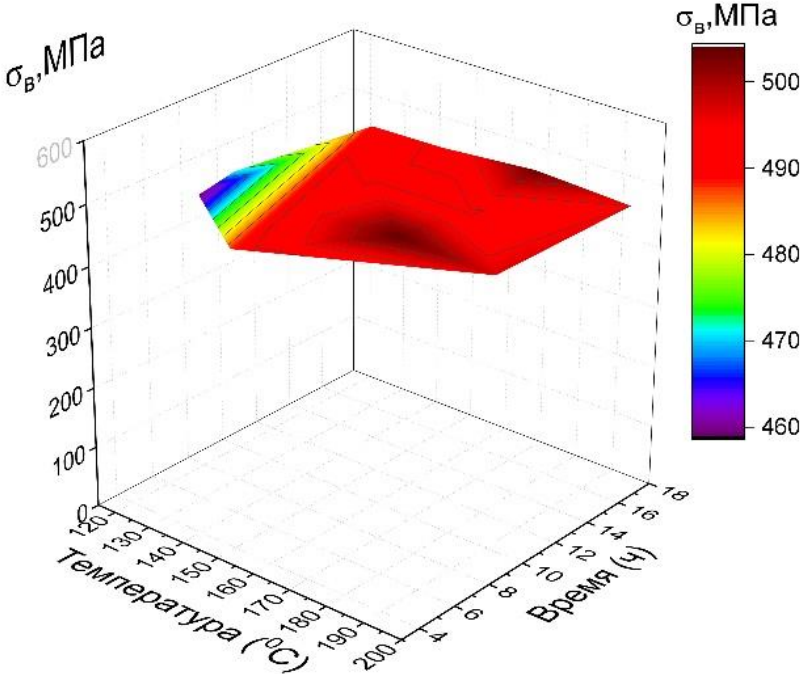


в)

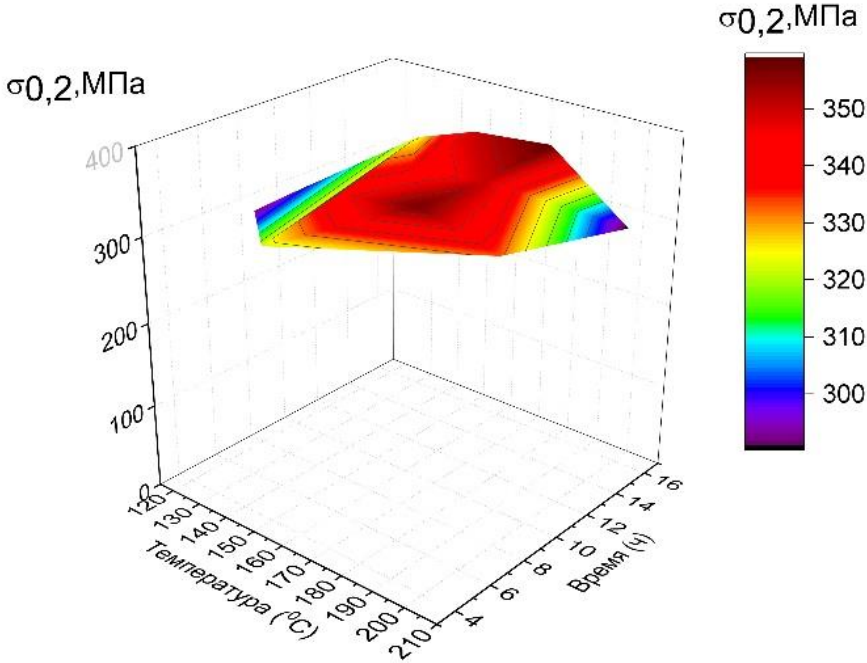
Рисунок 4.3.4 – Диаграммы зависимости значений  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения. Сплав 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li.

Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения от температуры и

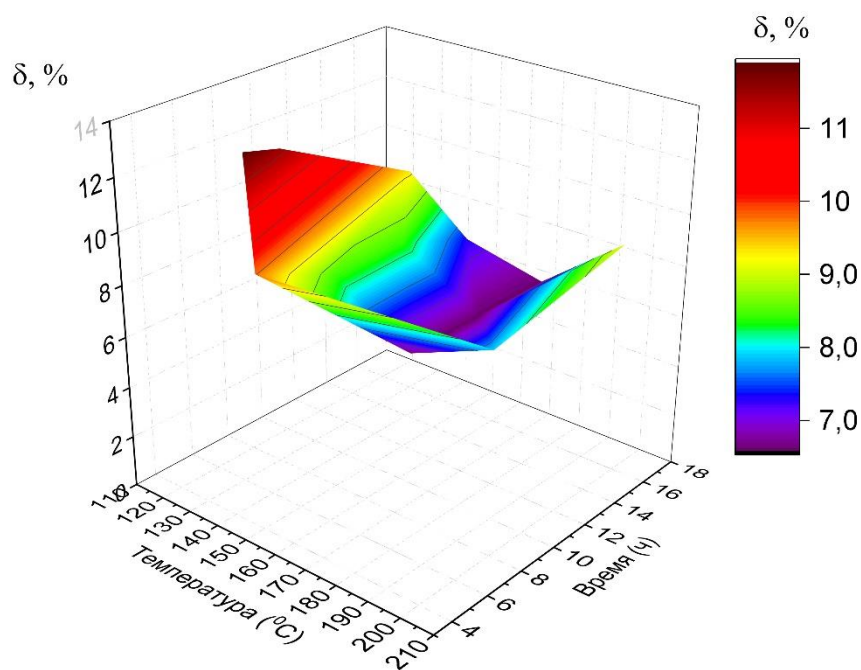
времени искусственного старения образцов со сварным соединением, на рис. 4.3.5 представлены полученные на основе значений рис. 4.3.4 3D-поверхности, полученные путем аппроксимации в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.



а)



б)



в)

Рисунок 4.3.5 – 3D-поверхности зависимости  $\sigma_b$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

Сплав 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li.

Анализируя 3D-поверхности, представленные на рисунке 4.3.5, можно установить, что в интервале температуры 170-180 °С, времени 8 и 16 ч. на поверхности  $\sigma_b$  наблюдается два явных максимума, при этом максимальные значения временного сопротивления составляют 495-505 МПа, что равняется значению  $\sigma_b$  для исходного сплава в состоянии поставки. Также наблюдается минимум, который достигается при температуре искусственного старения 120-130 °С и времени выдержки 8-10 часов, значения временного сопротивления там составляют 460-470 МПа.

На 3D-поверхности предела текучести образцов со сварным соединением также наблюдаются два ярко выраженных максимума при  $T=170-180$  °С, времени 8 и 16 часов, при этом значения  $\sigma_{0.2}$  составляют 350-360 МПа и равняется значению  $\sigma_{0.2}$  для исходного сплава в состоянии поставки. Минимум предела текучести достигается при  $T=120-130$  °С и времени 8-10 часов, при этом значения  $\sigma_{0.2}$

составляют 300-310 МПа и равняются значениям  $\sigma_{0.2}$  для исходного сплава в состоянии поставки.

На 3D-поверхности предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением наблюдается ярко выраженный минимум при  $T=165-185$  °С и времени 8-16 часов, при этом значения  $\delta$  составляют 6,6 %, что близко к значению  $\delta$  для исходного сплава в состоянии поставки. Максимум относительного удлинения достигается при  $T=120$  °С и времени 8 часов, при этом значения  $\delta$  составляют 11%.

Стоит отметить появление максимума на 3D-диаграммах временного сопротивления и предела текучести в приблизительно одинаковом диапазоне температуры и времени. При этом в областях максимума временного сопротивления и текучести наблюдается зона падения предельного относительного удлинения (минимум) и наоборот, в областях минимума временного сопротивления и предела текучести предельное относительное удлинение достигает максимальных значений.

По результатам экспериментальных исследований, согласно рисунку 4.3.5, построены приведенные на рисунке 4.3.6 3D-карты механических свойств (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения (аппроксимация с помощью метода наименьших квадратов). Координата  $z$  временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы. На картах наблюдаются области максимума, топографический хребет и минимума, топографическая впадина. Для значений временного сопротивления и пластичности диапазоны температуры и времени топографического хребта и впадины совпадают. Топографическая впадина карты относительного удлинения лежит в диапазоне топографического хребта карт предела пластичности и временного сопротивления и наоборот диапазон топографического хребта карты



относительного удлинения соответствует диапазону топографической впадины карт временного сопротивления и пластичности.

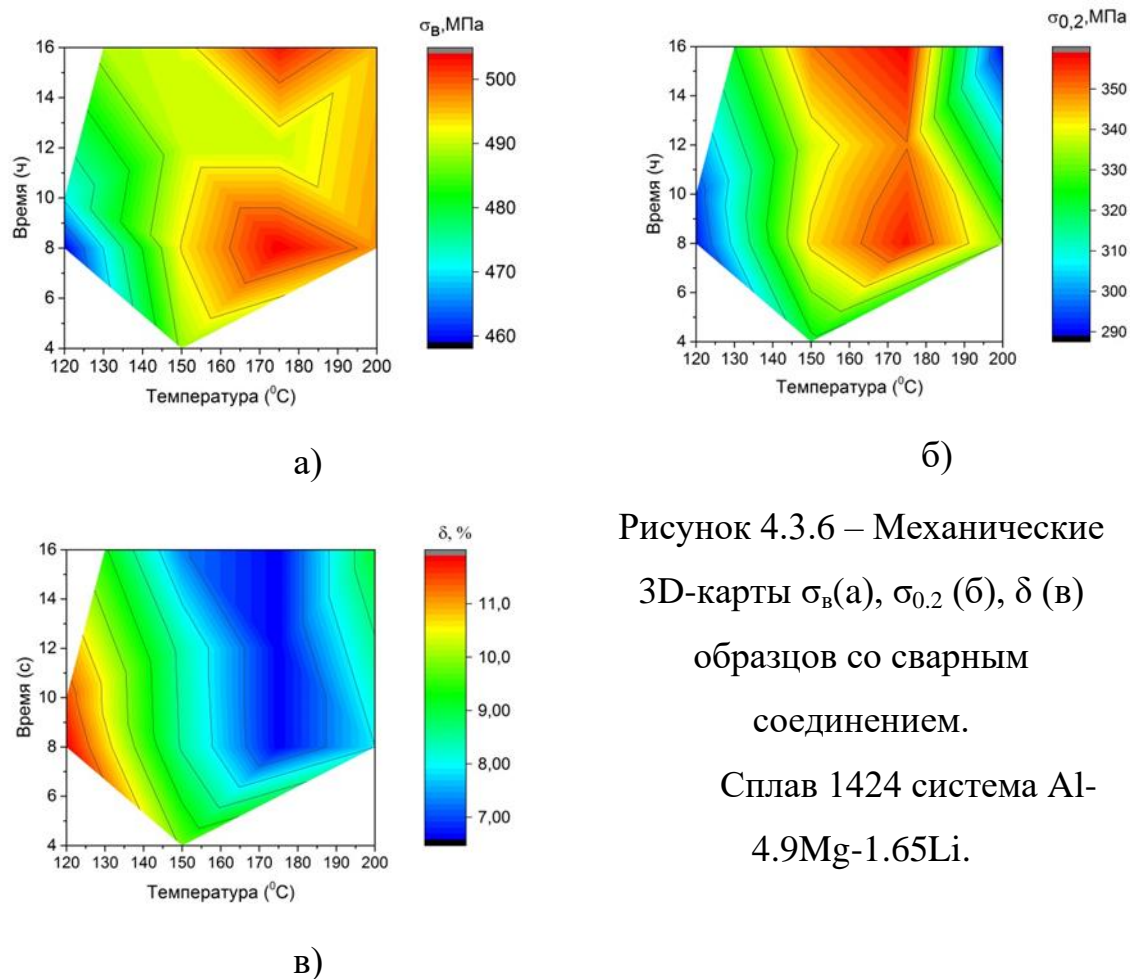


Рисунок 4.3.6 – Механические 3D-карты  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0,2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением. Сплав 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li.

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li после термической обработки достигнуты механические характеристики, сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Максимальные прочностные характеристики образцов со сварным соединением достигаются после закалки при температуре 490 °С и выдержки 30 мин с последующим искусственным старением при температуре старения 175 °С и времени старения 16 часов. Достигнуты следующие значения временного сопротивления  $\sigma_B=500$  МПа, предела текучести  $\sigma_{0,2}=359$  МПа и относительного удлинения  $\delta=6,6$  %.

#### **4.3.2 Структурно-фазовый анализ лазерных сварных соединений без и после оптимальной термообработки.**

##### **Растровая электронная микроскопия**

Исследован структурно-фазовый состав сварных соединений и основного сплава до и после оптимальной термообработки с помощью растрового электронного микроскопа.

На микроструктуре исходного сплава наблюдается цепочки темных агломератов располагающихся преимущественно на границах дендритных зерен (см. рис. 4.3.7 а). На фотографиях, полученных внутри дендритного зерна исходного сплава хорошо видны частицы размером порядка 25-60 нм и 100-300 нм (см. рис. 4.3.8 а), которые равномерно распределены по объему обозначенные красными и желтыми стрелочками соответственно.

Микроструктура сварного шва принципиально отличается (см. рис.4.3.7. г). На границах и в объеме дендритных зерен формируется множество темных агломератов с характерным размером 0.5-1 мкм. В твердом растворе сварного шва частицы размером 25-60 нм отсутствуют, наблюдается незначительное количество частиц размером 100-300 нм (см. рис. 4.3.8 а).

Термическая обработка изменяют микроструктуру. После закалки, как в сплаве, так и в шве уменьшилось число частиц (рис. 4.3.7. б, д и рис. 4.3.8. б, д).

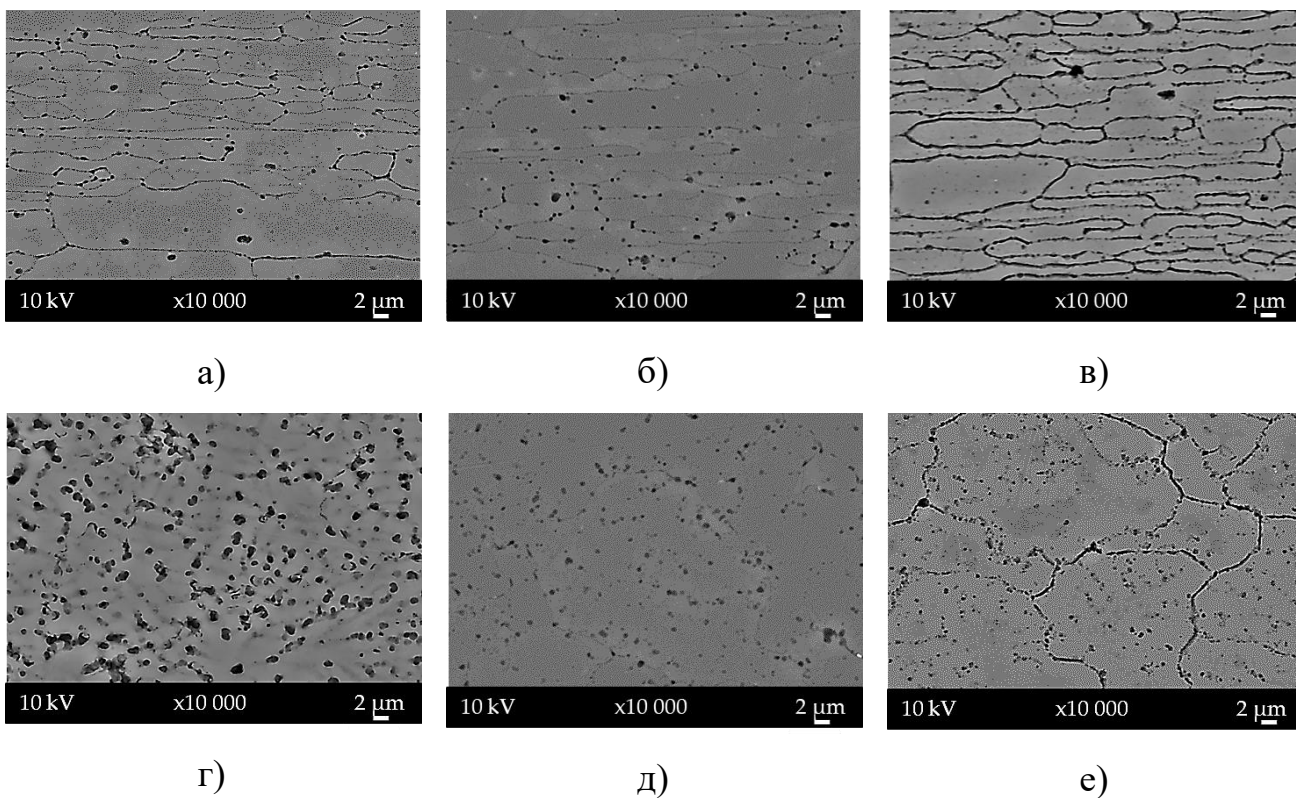


Рисунок 4.3.7 – РЭМ изображение микроструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение 10 000<sup>x</sup>

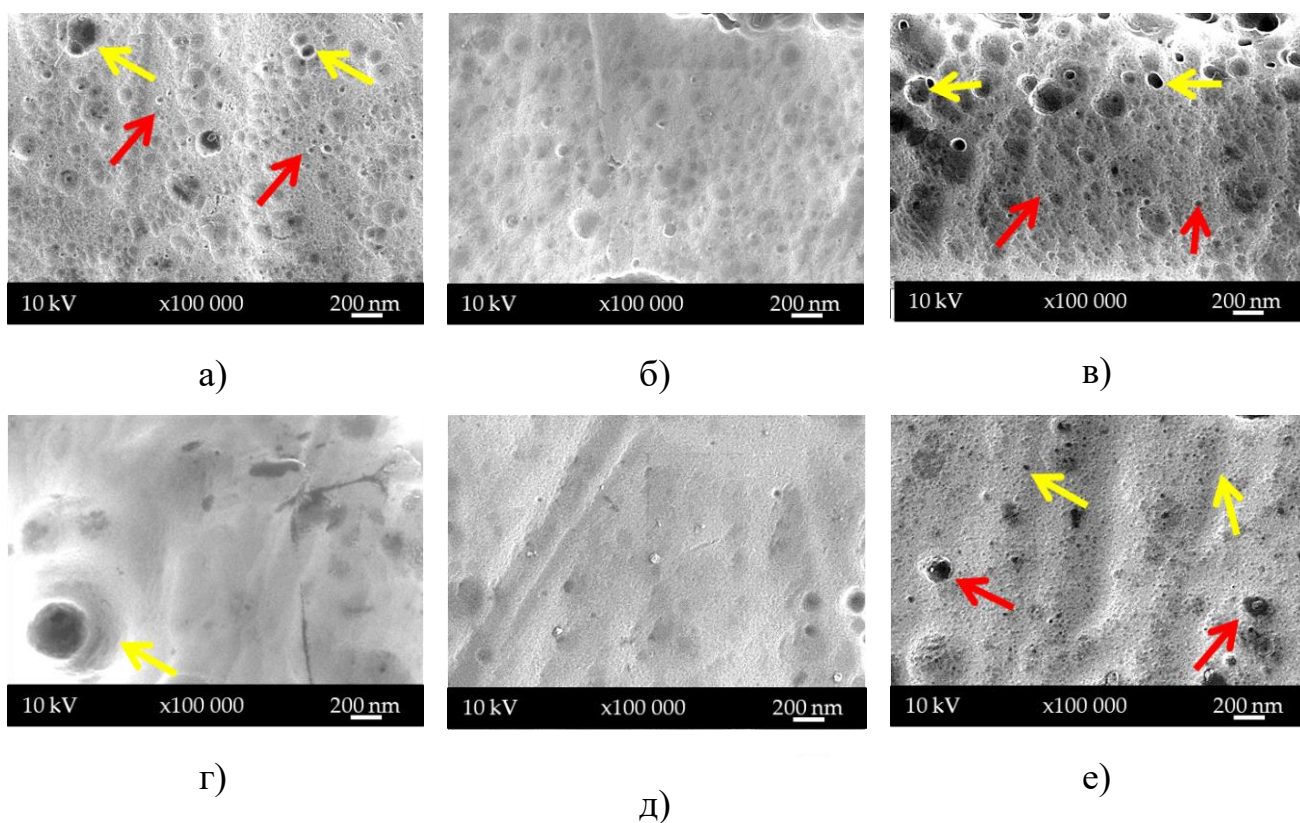


Рисунок 4.3.8 – РЭМ изображение наноструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение 100 000<sup>x</sup>

Из рисунка 4.3.7 и 4.3.8 (в,е) видно, что искусственное старение приводит к существенному изменению микро и наноструктуры основного сплава и сварного шва. Микроструктура термически обработанного сплава приблизилась к микроструктуре сплава в состоянии поставки. Стоит отметить, что в микроструктуре шва после старения произошли изменения, связанные с частичной локализацией агломератов на границе дендритных зерен, что приблизило его структуру к структуре сплава в состоянии поставки.

При большем увеличении так же видно повторение морфологии поверхности (рис. 4.3.8 в), и, что самое главное, наблюдается формирование аналогичной морфологии в шве (рис. 4.3.8 е).



## Дифрактометрические исследования

### Дифракция на просвет

Проведены исследование эволюции фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1424 системы Al-Mg-Li до и после оптимальной пост термообработки (закалка 490<sup>0</sup>С 30 мин + искусственное старение 175<sup>0</sup>С 16 ч.) с применением синхротронного излучения на просвет.

Дифракционные данные получаемые с рентгеновского детектора представляли собой двухмерные изображения (дебаеграммы). Дифрактометрические исследования на просвет показали, что интенсивность колец на дебаеграммах исходного сплава неравномерна, следовательно в сплаве наблюдается текстурирование, по-видимому, связанное с прокаткой материала (рис. 4.3.8). После сварки текстура исчезает. Это обусловлено образованием изотропного материала при остывании расплава.

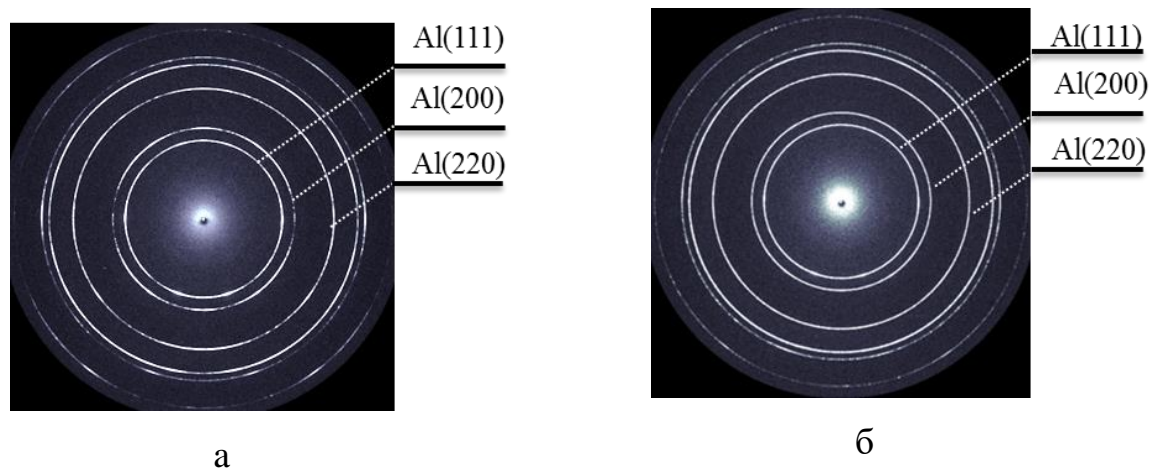
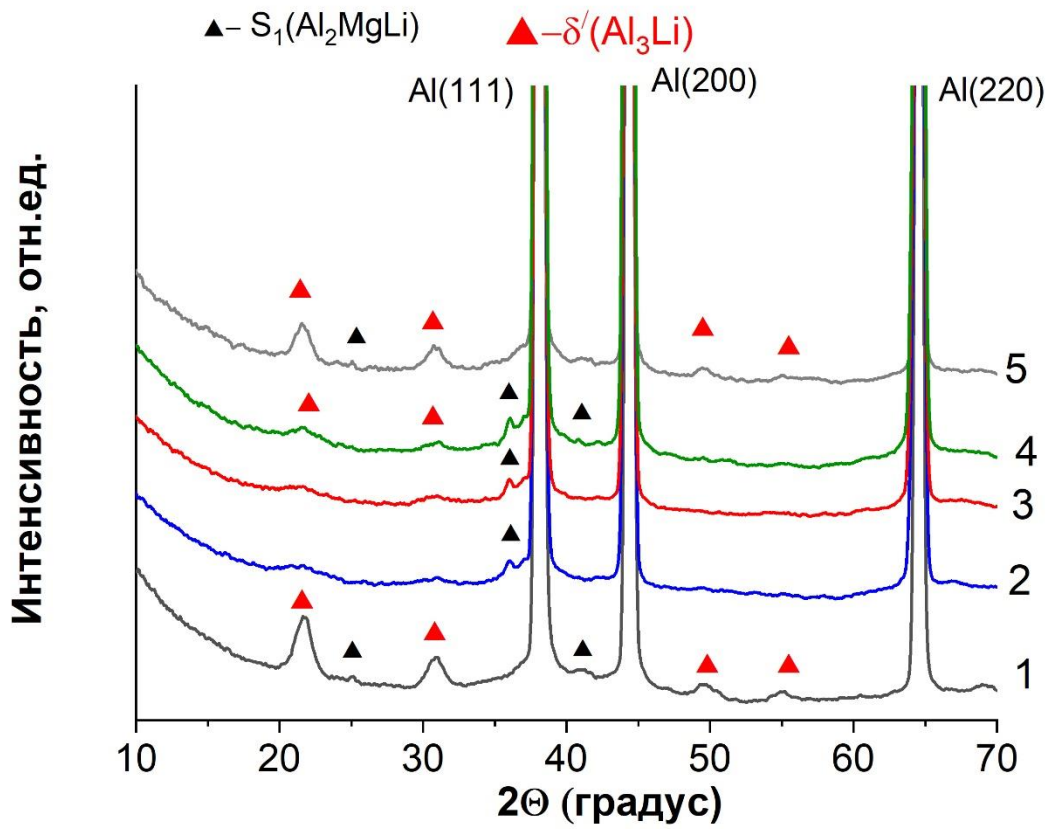
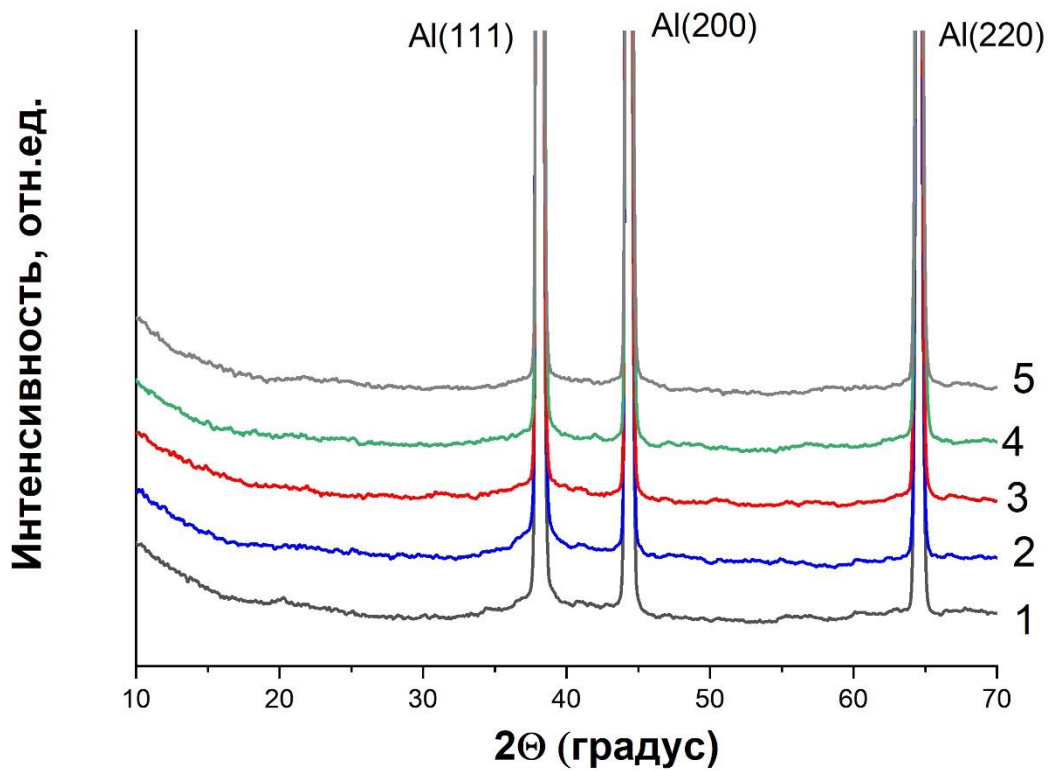


Рисунок 4.3.8 – Дебаеграммы (на просвет) образца после лазерной обработки: а – область исходного, не обработанного сплава, б - область шва.

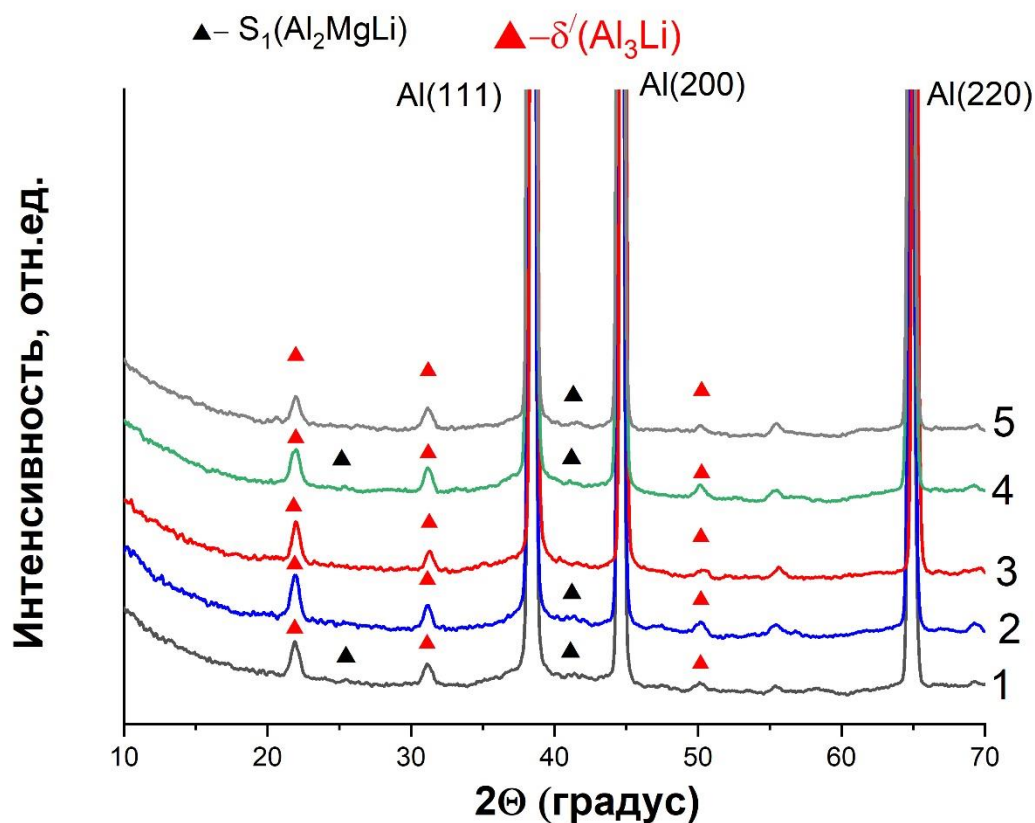
При интегрировании дифракционных колец было установлено, что на дифракционных картинах кроме интенсивных рефлексов от  $\alpha$ -Al присутствуют так же мало интенсивные рефлексы интерметаллидных фаз (рис. 4.3.9), Идентификация рефлексов проведена на основе литературных данных [41,145] .



a)



б)



в)

Рисунок 4.3.9 – Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением бeTO (а), образца со сварным соединением после закалки (б) и образца со сварным соединением после закалки и искусственного старения (в).

1,5- сплав, 2,4 - ЗТВ, 3-ЗП

На рисунке 4.3.9 а (точки 1,5) показывает, что на дифрактограммах исходного сплава, кроме интенсивных рефлексов фазы Al присутствуют также в основном рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и малое количество фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ . В зоне плавления и ЗТВ сварного шва (рис. 4.3.9 а (точки 2,3,4) присутствует в основном фаза  $S_1(Al_2MgLi)$ . Это обусловлено, по-видимому, дополнительным формированием этой фазы на границах и в объеме дендритных зерен, которые показаны на рисунке 4.3.8 в виде множество темных агломератов с характерным размером 0.5-1 мкм.

После закалки как в сплаве, так и сварном шве рефлексы  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S_1(Al_2MgLi)$  исчезли до уровня чувствительности используемого метода. Этот результат



находится в соответствии с данными РЭМ изображений микроструктуры сплава и шва, что наглядно демонстрирует сравнение рисунка 4.3.7 б и д. Представленный результат подтверждает вывод о гомогенизации твердого раствора на уровне атомов легирующих элементов, что обусловлено растворением фаз  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S_1(Al_2MgLi)$ . После процедуры искусственного старения в сплаве и в сварном шве фиксируются в основном рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и малое количество  $S_1(Al_2MgLi)$ .

### Дифракция на отражение

Распределение фаз по толщине сварного шва и влияние термической обработки на распределение фаз изучали методом обычной дифрактометрии в режиме отражения. В таблице 4.3.2 показаны обозначения образцов для рентгеноструктурного анализа.

Таблица 4.3.2 – Обозначение термических режимов образцов для РФА.

№ образца, глубина шлифовки	наименование	тип обработки
1. верх	Исходный сплав	без ТО
2. 0,3 мм		
3. верх	массив сварных швов	без ТО
4. 0,3		
	массив сварных швов	закалка 490 °С
5. верх		
6. 0,3		
7. 1,2		
8. корень		
9. верх	массив сварных швов	закалка 490°С 30 мин + искусственное старение 175°С 16 ч
10.0,3		
11.1,2		
12.корень		

В исходном сплаве, кроме рефлексов  $\alpha$ -Al алюминия регистрируются рефлексы интерметаллидных фаз, наиболее интенсивные из которых могут соответствовать следующим фазам  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) и S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) (рис. 4.3.10). В сварочном шве рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) не наблюдались, зарегистрированы слабо интенсивные пики тройной фазы S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi).

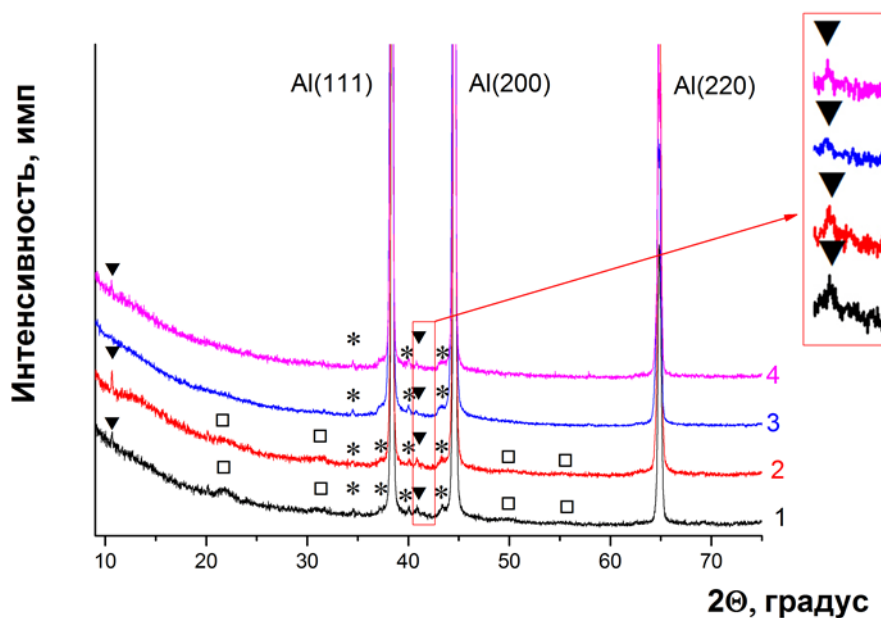


Рисунок 4.3.10 – Рентгенограммы образцов исходного сплава и сплава, содержащего массив сварных швов, согласно таб.4.3.2.

После процедуры закалки образцов с массивом сварных швов наблюдались только слабо интенсивные рефлексы фазы S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) внутри сварного шва (рис. 4.3.11).

Наличие упрочняющей фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) внутри шва лазерной сварки было зарегистрировано только после оптимальной термической обработки, включающей закалку при T=490 °C в течении 30 минут с охлаждением в воде и искусственной старение при T=175 °C в течении 16 часов. При этом также наблюдались и рефлексы тройной фазы S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) (рис.4.3.11).

Стоит заметить, что РФА анализ сплава и массива сварных швов проводился также для режимов ТО: закалки 450 °C в течении 30 минут и закалки с последующем старении при температуре 120 °C в течении 12 часов. В этом случае

наличие упрочняющей фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) в массиве сварных швов не обнаружено, а в сплаве на этапе закалки фаза  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) исчезала.

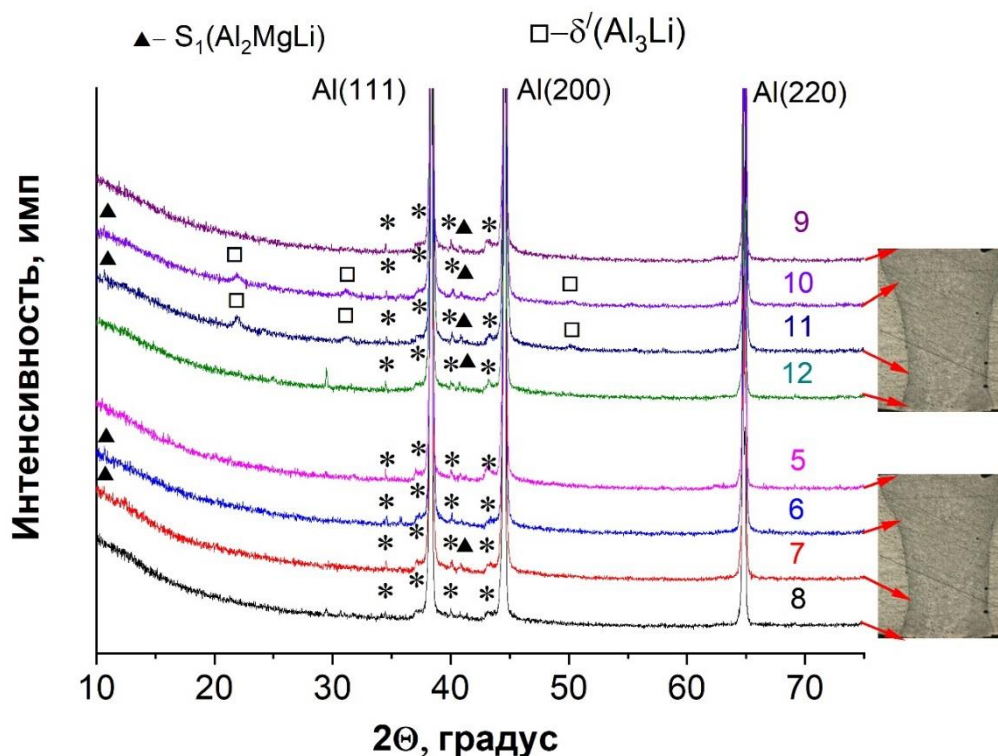


Рисунок 4.3.11 – Рентгенограммы образцов сплава, содержащего массив сварных швов, после различных режимов термической обработки.

Сравнение рефлексов фазы  $\alpha$ -Al для исходного сплава и сплава, содержащего массив сварных швов, показало, что после сварки все рефлексы расщеплены (рис. 4.3.12). Это указывает на то, что образец содержит несколько фаз  $\alpha$ -Al. При моделировании экспериментальных рентгенограмм методом Ритвельда обнаружено, что сварной содержит 3 фазы твердого раствора  $\alpha$ -Al (рис. 4.3.13). Плавление сплава в сварном шве и последующее затвердевание происходит в условиях неравновесной кристаллизации, что обуславливает формирование трех модификаций твердого раствора с разными периодами решетки и разным размером кристаллитов, а также сброс текстуры и микронапряжений, созданных при прокатке (табл. 4.3.3). Последующая термическая обработка сварного шва делает его состав более однородным (исчезает фаза  $\alpha_2$ -Al). Однако фаза  $\alpha_3$ -Al, отсутствующая в исходном сплаве, присутствует в сварном шве и, более того, ее количество зависит от режима термической обработки. В режиме закалки при 490

$^{\circ}\text{C}$  и закалки со старением при температуре  $175^{\circ}\text{C}$  в течении 16 часов концентрация (С) фазы  $\alpha_3\text{-Al}$  существенно возрастает до уровня 18% и 17%, соответственно. Из таблицы 4.3.3 видно, что размер кристаллитов основной фазы твердого раствора  $\alpha_1\text{-Al}$  увеличивался после сварки и термической обработки с 120 нм до 214 нм.

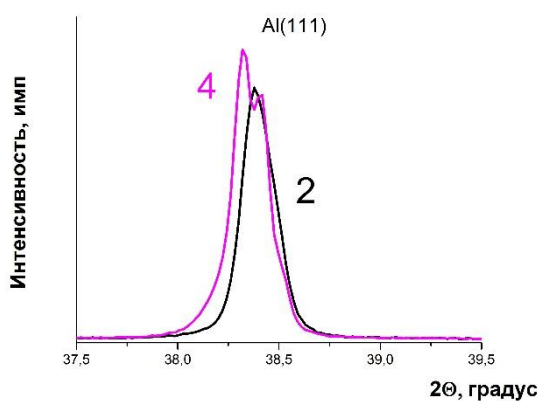


Рисунок 4.3.12 – Рефлекс (111) фазы  $\alpha\text{-Al}$  для исходного сплава (2) и сплава, содержащего массив сварных швов (4). Увеличение диапазона  $37.5\text{--}39.5^{\circ}$

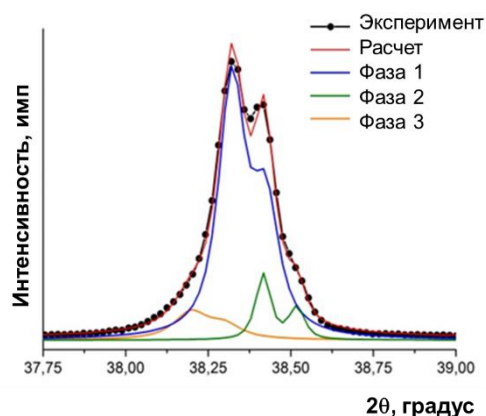


Рисунок 4.3.13 – Результат моделирования рефлекса (111) для образца сварки (s-1) тремя фазами  $\alpha\text{-Al}$ .

Таблица 4.3.3 – Структурные характеристики твердого раствора исходного сплава и сплава, содержащего массив сварных швов

№	$\alpha_3\text{-Al}$			$\alpha_1\text{-Al}$				$\alpha_2\text{-Al}$		
	С, %	Параметр решетки, нм	ОКР**, нм	С, %	Параметр решетки, нм	ОКР**, нм	Напряжение	С, %	Параметр решетки, нм	ОКР**, нм
2	-	-	-	10 0	0,40705(2)	121(5)	0,35(1)	-	-	-
4	6	0,4083(2)	50	82	0,40711(2)	120(10)		11	0,4060(2)	120
6	18	0,4075	50	82	0,40697(2)	214(15)		-	-	-
10	17	0,4075	50	83	0,40690(2)	214(15)		-	-	-

\* В скобках приведены стандартные отклонения уточняемых параметров.

\*\* Область когерентного рассеяния.

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-Mg-Li после термической обработки достигнуты механические характеристики сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Достигнуты следующие значения временного сопротивления  $\sigma_{\text{в}}=503$  МПа, предела текучести  $\sigma_0=359$  МПа и относительного удлинение  $\delta$  6,6 % , что составит приблизительно 97,6 %, 98% и 91,6 % от значений исходного сплава соответственно.

#### **4.4 Лазерные сварные соединения сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li.**

Среднепрочный высокоресурсный промышленный сплав 1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li ( $C_{Mg}/C_{Cu} \approx 1,88$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 0,85$ ) является перспективным для внедрения в авиапромышленность за счет высокой технологичности при холодной и горячей деформации. Обладает хорошей коррозионной стойкостью и рекомендуется для обшивки фюзеляжа и внутреннего силового набора самолета. Данный сплав используется в качестве обшивочных листов для самолетов Бе-200, Бе-103. Основой данного сплава является  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии ( $\alpha$ -Al), кроме этого присутствуют фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), S'(Al<sub>2</sub>CuMg), S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi).

##### **4.4.1 Оптимизация процесса термической обработки (закалка и искусственное старение) сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li**

На основе оптимизации процесса лазерной сварки, на оптимальных режимах были получены порядка 200 заготовок сварных соединений сплава 1441 толщиной 1,6 мм и размером 55 на 100 мм, производства Каменско-Уральского металлургического завода (ОАО «КУМЗ»).

После сварки из полученных заготовок изготавливались образцы «гантельной» формы для испытаний на прочность согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009, с помощью операции фрезеровки.

В таблице 4.4.1 приведены основные механические характеристики исходного сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li в состоянии поставки и образца со сварным швом, где  $\sigma_b$  – временное сопротивление,  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести,  $\delta$  – предельное относительное удлинение,  $k_i$  – коэффициент, показывающий отношение исследуемых величин сварного соединения к соответствующим величинам для исходного сплава. Отметим, что относительное удлинение, как и выше, определялось по измерительной базе 12 мм.

Таблица 4.1.1 – Механические свойства сварного соединения и исходного сплава 1441.

	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ ,	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$k_2$ ,	$\delta$ , %	$k_3$ ,
сплав	440	-	340	-	14,3	-
Образец со сварным швом	303	0.8	246	0.72	2,4	0.16

Процедуру закалки проводили при нагреве до температуры 450, 490, 530, 545 °С, со скоростью нагрева 5 °С/мин и выдержкой в течение 30, с последующим охлаждением в холодной воде. Для каждого режима было испытано минимум по 3 образца. Средний экспериментальный разброс определения предела текучести составил 2,1%, временного сопротивления – 1,9%, предельного относительного удлинения – 10% (повышенный разброс последней величины объясняется тем, что, в отличие от временного сопротивления, предела текучести и деформации при достижении временного сопротивления, предельное относительное удлинение зависит от микродефектов поверхности конкретного образца).

На рисунки 4.4.1 приведены типичные зависимости напряжения от деформации для сплава, образца со сварным швом без термообработки и после закалки при различных температурах. Данные рисунка 4.4.1 демонстрируют основные особенности зависимости напряжения  $\sigma$  от деформации  $\delta$  при растяжении образцов. Изменение механических характеристик зависит от температуры закалки.



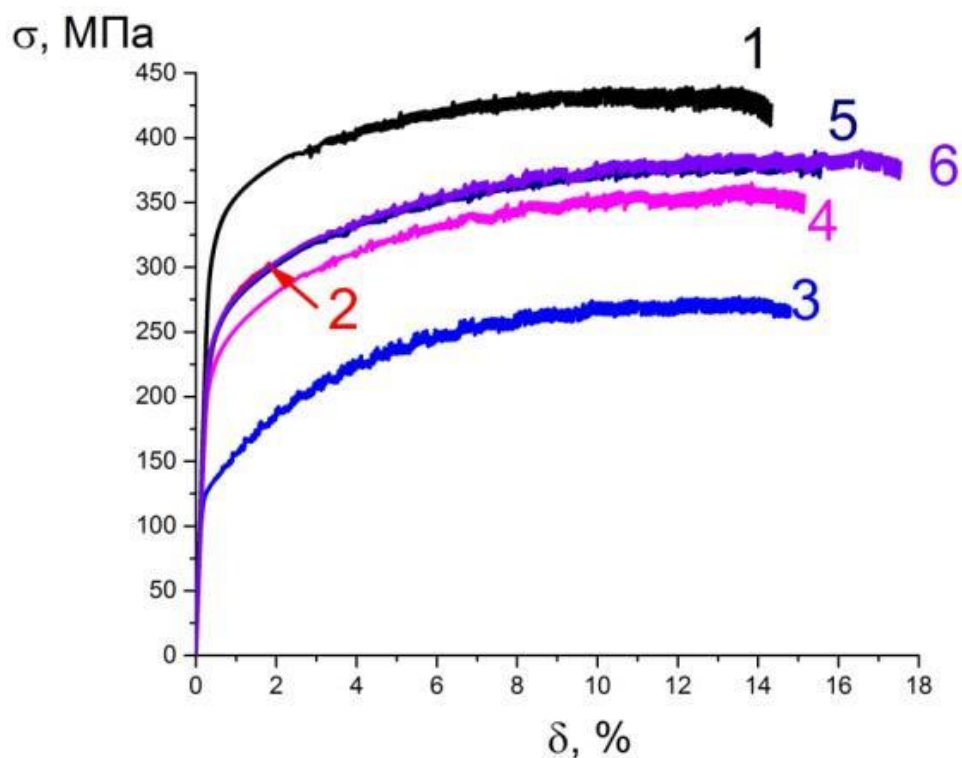


Рисунок 4.4.1 – Зависимость напряжения от деформации для сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. 1 – сплав, 2 – сварной шов, 3 – сварной шов +закалка 450 °С, 4 – сварной шов +закалка 490 °С, 5 – сварной шов +закалка 530 °С, 6 – сварной шов +закалка 545 °С. Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li (1441)

Как и для сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, для сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li присутствует эффект Портевена–Ле Шателье. Для образца со сварным швом данный эффект отсутствует. Для закаленных образцов со сварным швом эффект Портевена–Ле Шателье присутствует. При увеличении температуры закалки увеличивается значение деформации, при которой начинается прерывистая текучесть, а также изменяется характер самой прерывистой текучести.

На рисунке 4.4.2 представлены зависимости изменения средних значений временного сопротивления  $\sigma_b$ , предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , предельного относительного удлинения  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. Закалка образцов со сварным швом приводит к увеличению временного сопротивления с 303 до 390 МПа ( $\approx 1,28$  раза). Предел текучести уменьшается при

температуре закалки  $450^{\circ}\text{C}$  и в дальнейшем с ростом температуры увеличивается. При этом стоит заметить, что значения предела текучести при  $T=530^{\circ}\text{C}$  равняется значениям предела текучести сварного шва. Для сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li закалка приводит к увеличению временного сопротивления и относительного удлинения, в отличие от сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, для которого наблюдается незначительный рост временного сопротивления и предела текучести. (см. раздел 4.3).

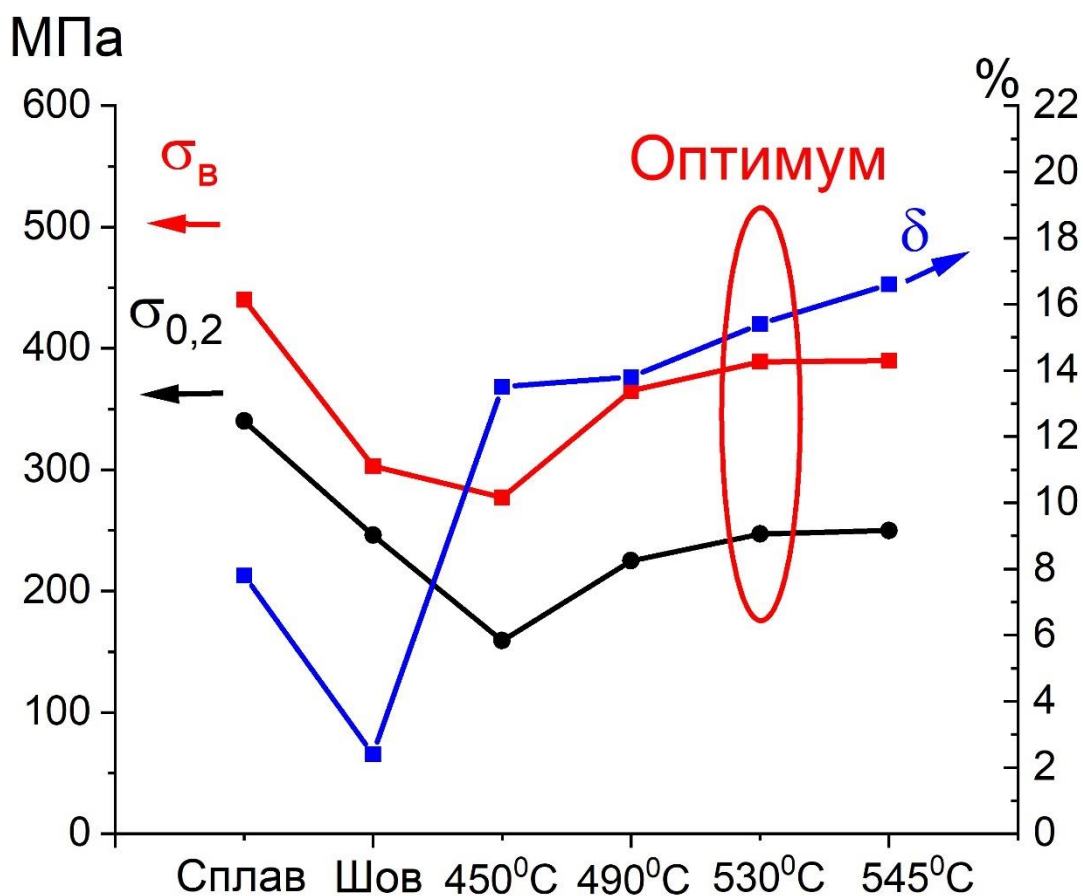


Рисунок 4.4.2 – Зависимость  $\sigma_v$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  от температуры закалки образцов со сварным соединением. Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li (1441)

Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения от температуры закалки образцов со сварным соединением по сравнению с исходным сплавом и образцов со сварным швом без термообработки, на рис. 4.4.3 представлены данные характеристики в

относительных единицах, показывающие отношение полученных значений к соответствующим значениям для исходного сплава в состоянии поставки. Здесь  $k_1$ - отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ - отношение предела текучести,  $k_3$ -отношение относительного удлинения соответственно к характеристикам исходного сплава.

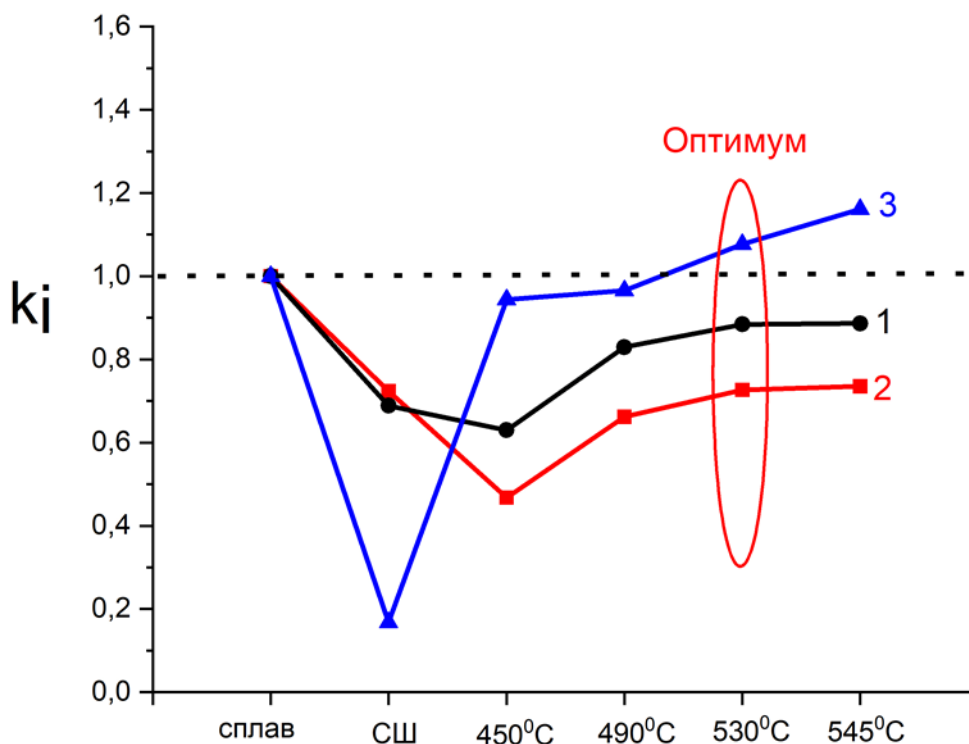


Рисунок 4.4.3 – Зависимость отношений коэффициентов временного сопротивления(1) предела пластичности (2) относительного удлинения (3), сплава и сварного шва без ТО, сварного шва с ТО в виде закалки при различных температурах. Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li (сплав1441).

Стоит заметить, что в данных режимах, как и при исследовании сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, исследовался так же контрольный образец, не содержащий сварного шва. После термической обработки в виде закалки механические характеристики образцов без сварного шва и образцов со сварным

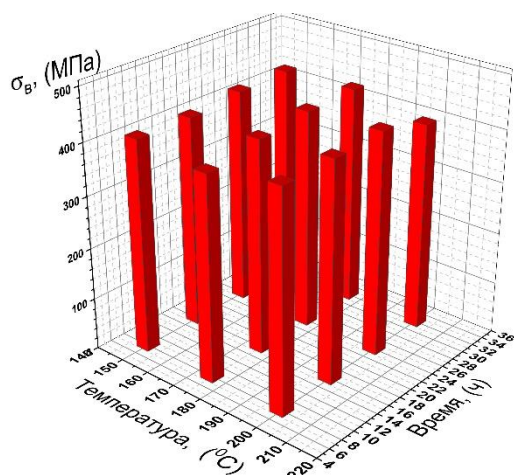
швом совпадают в пределах экспериментального разброса, т.е. уже в результате закалки происходит выравнивание характеристик материала сварного шва и исходного сплава.

Коэффициенты  $k_1$  и  $k_2$  имеют максимум и выходят на плато после температуры закалки  $T=530$  °С. Кривая коэффициента  $k_3$  имеет максимум при температуре закалки  $T=545$  °С. Стоит заметить, что для образцов сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li со сварным швом для достижения максимальных прочностных свойств необходимо выбирать более высокую температуру закалки, чем для сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li ( $T=490$  °С) (см. рис. 1.4).

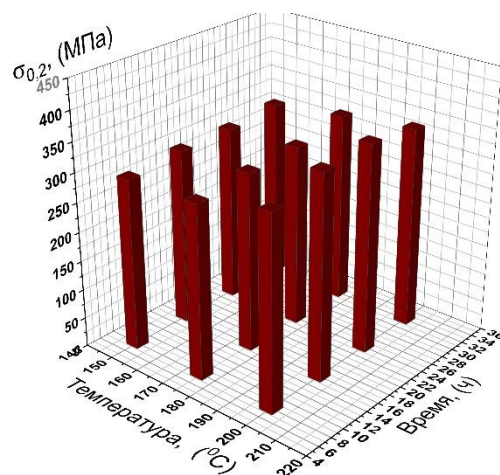
Как видно из рис. 4.4.3, кривые коэффициентов  $k_1$  и  $k_2$  в зависимости от температуры закалки имеют одинаковый характер поведения. При температуре закалки  $T=530$ °С они имеют значения  $k_1=0,88$  и  $k_2=0,73$ , значение коэффициента  $k_3$  составляет 1,16. Данная температура закалки выбрана как оптимум, а так же с целью избегания пережога.

Далее приведены данные изменения механических характеристик при температуре закалки  $530$  °С и различных режимах искусственного старения. Процесс старения проводили при температурах  $150-200$ °С, длительность варьировалась в интервале 8-32 часов.

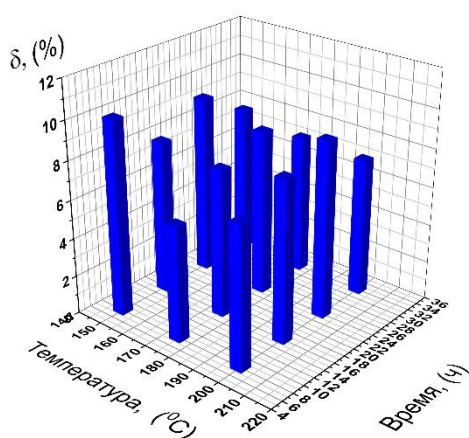
На рисунке 4.3.4 представлены диаграммы зависимости средних значений  $\sigma_B$  (а)  $\sigma_{0.2}$  (б)  $\delta$  (в) от температурно-временных характеристик искусственного старения, проведенного после закалки при температуре  $530$  °С.



а)



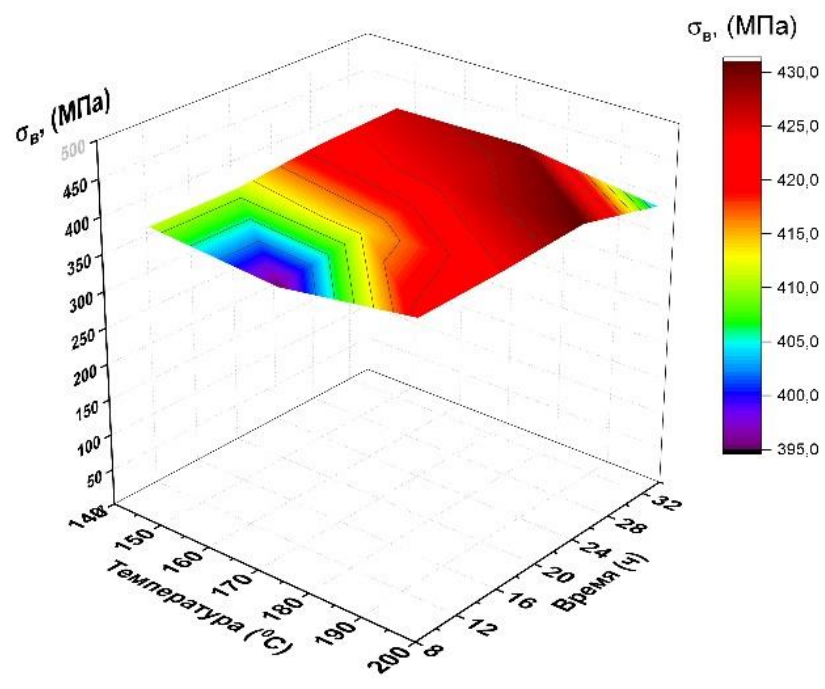
б)



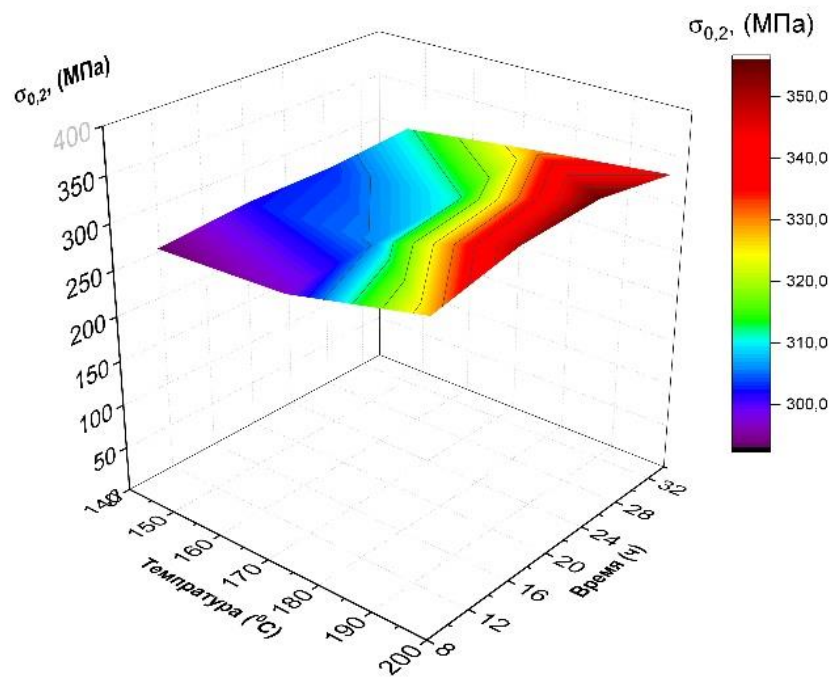
в)

Рисунок 4.4.4 – Диаграммы зависимости значений  $\sigma_{в}$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения. Сплав 1441 Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li.

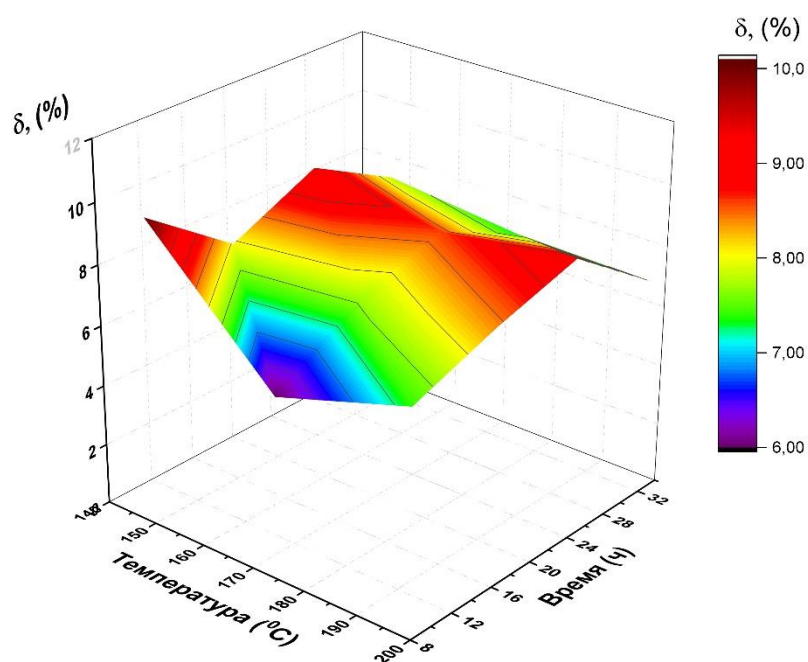
Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li от температуры и времени искусственного старения на рисунке 4.4.5 представлены 3D-поверхности, полученные путем аппроксимации средних значений  $\sigma_{в}$  (а)  $\sigma_{0.2}$  (б)  $\delta$  (с) в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.



a)



б)



в)

Рисунок 4.4.5 – 3D-поверхности зависимостей  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения. Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li (1441).

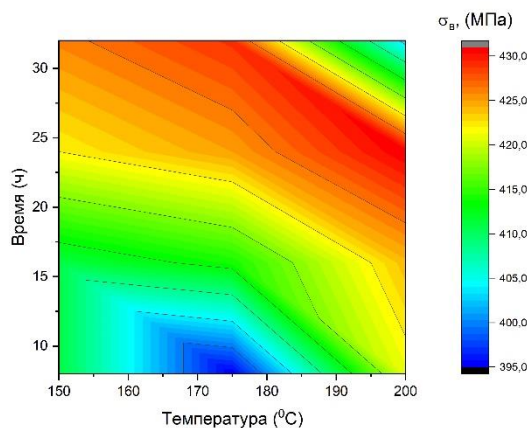
Анализируя рисунок 4.4.5 можно установить, что в интервале температуры 180-200 °С и времени 24-28 ч. наблюдается явный максимум в виде плато, при этом максимальные значения временного сопротивления составляют 420-430 МПа, т.е. 97% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Наблюдается явный минимум, который достигается при температуре искусственного старения 160-180 °С и времени выдержки 8-12 часов, где значения составляют менее 400 МПа. На 3D-поверхности предела пластичности образцов со сварным соединением наблюдается ярко выраженный максимум при  $T=190-200$  °С и времени 16-28 часов, при этом значения составляют 365 МПа, т.е.  $\approx 100\%$  от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Минимум предела пластичности достигается при  $T=150-170$  °С и времени 8-12 часов, при этом значения составляют менее 300 МПа. На 3D-поверхности предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением минимум достигается при  $T=170-190$  °С и времени 8-12 часов, при



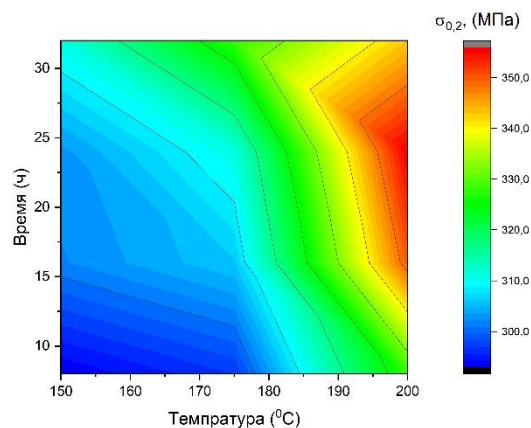
этом значения составляют менее 7 %, т.е. 48 % от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Максимум относительного удлинения достигается при  $T=180-200$  °C и времени 22-24 часов, при этом значения составляют 9,5 %, т.е. 66 % от значения исходного сплава в состоянии поставки.

Области максимума и минимума временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения в зависимости от температурно–временных характеристик искусственного старения лежат приблизительно в одинаковом диапазоне температуры и времени. Сравнивая значения механических характеристик образцов со сварными соединениями сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li и сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, можно установить, что максимальные показатели временного сопротивления, пластичности и относительного удлинения для сплава 1441 достигаются при более длительных временах старения (см. раздел 4.3), чем для сплава 1424. При этом диапазон получения максимальных показателей предельного относительного удлинения совпадает с диапазоном максимальных показателей временного сопротивления и текучести, в отличие от сплава 1424.

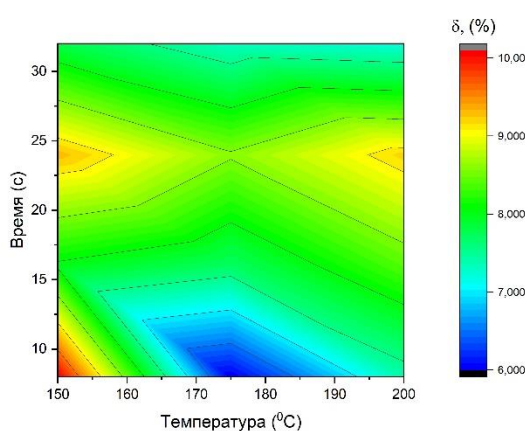
По результатам экспериментальных исследований построены приведенные на рис. 4.4.6 3D-карты механических свойств (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения (аппроксимация с помощью метода наименьших квадратов). Координата  $z$  временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы. На картах наблюдаются области максимума, называемые топографическим хребтом (область максимальных значений), и минимума, называемые топографической впадиной (область минимальных значений). Для значений временного сопротивления, текучести и относительного удлинения диапазоны температуры и времени топографического хребта и впадины приблизительно совпадают.



а)



б)



в)

Рисунок 4.4.6 – Механические  
3D-карты  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0,2}$  (б),  $\delta$  (в)  
образцов со сварным  
соединением.  
Система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li  
(1441).

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li после термической обработки достигнуты механические характеристики, сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Максимальные прочностные характеристики образцов со сварным соединением достигаются после закалки при температуре 530 °С и выдержки 30 мин с последующим искусственным старением при температуре старения 200 °С и времени старения 24 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=431$  МПа,  $\sigma_{0,2}=356$  МПа и  $\delta=9,2$  %.

#### 4.4.2 Структурно-фазовый анализ лазерных сварных соединений без и после оптимальной термообработки.

##### Растровая электронная микроскопия

На рисунке 4.4.7 и 4.4.8 представлено РЭМ изображение сплава и зоны плавления без ТО, после закалки при 530 °С с охлаждением в воде и после закалки с последующим искусственным старением при температуре 200 °С с выдержкой 24 часа при увеличении 5 000<sup>x</sup> и 100 000<sup>x</sup>.

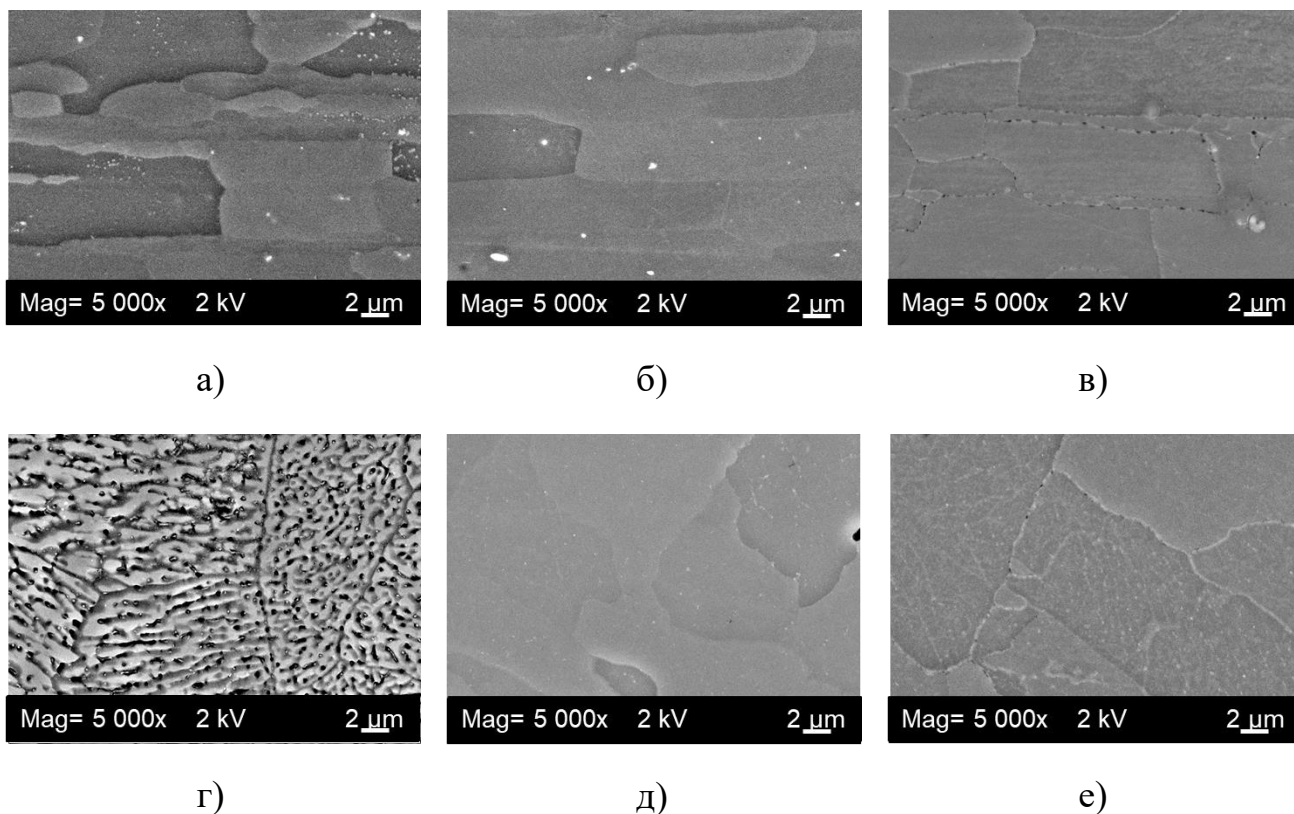
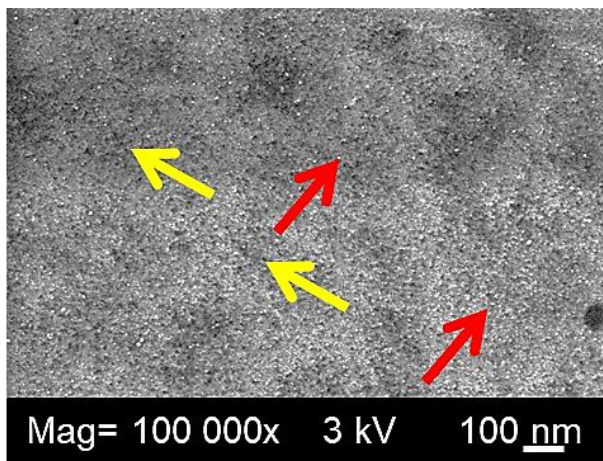
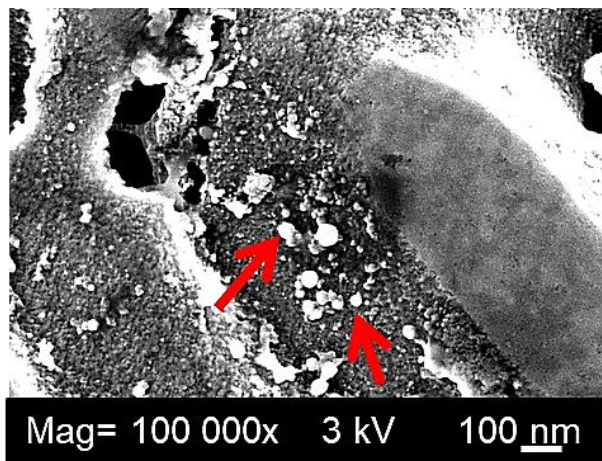


Рисунок 4.4.7 – РЭМ изображение микроструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение 5 000<sup>x</sup>

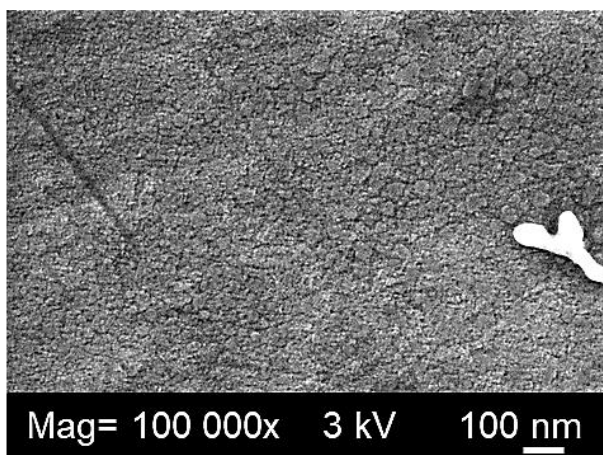




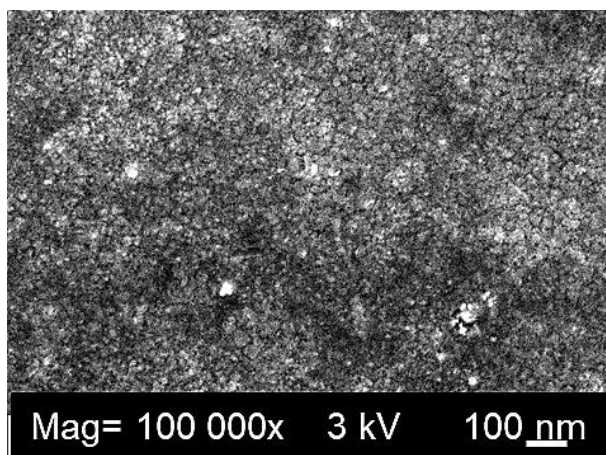
а)



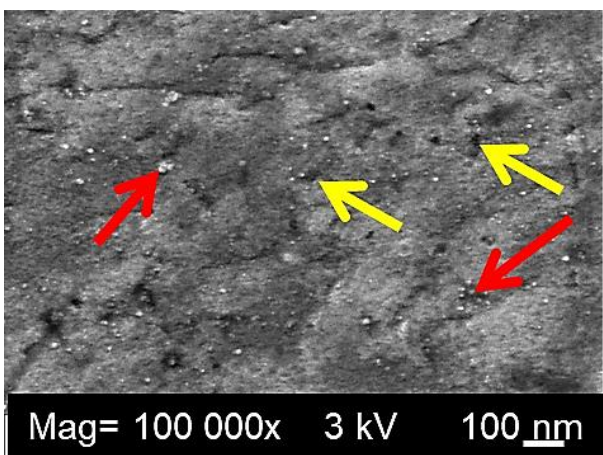
г)



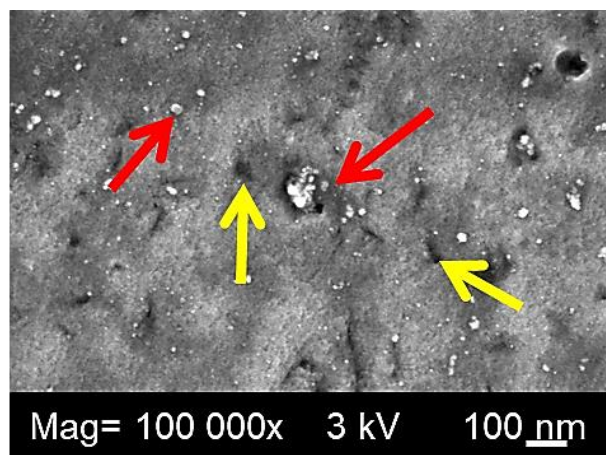
б)



д)



в)



е)

Рисунок 4.4.8 – РЭМ изображение микроструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение  $100\,000\times$   
 Как видно из рисунка 4.4.7 а, исходный сплав имеет типичную рекристаллизованную структуру, дендритная структура не выражена. В твердом

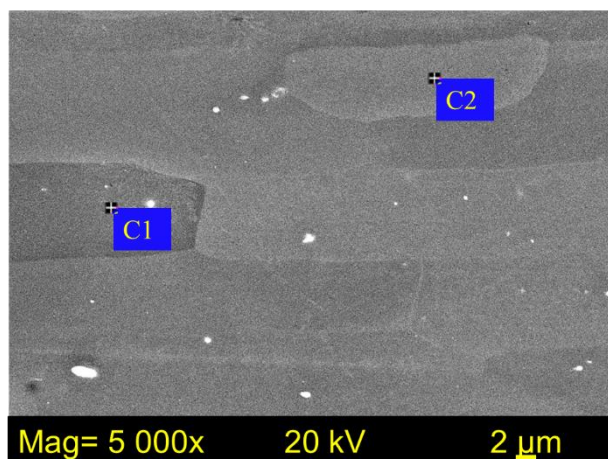
растворе сплава наблюдаются мелкие порядка 10 нм светлые и темные частицы, обозначенные красными и желтыми стрелочками соответственно. Микроструктура сварного шва принципиально отличается от основного сплава. В процессе лазерной сварки в сварочной ванне произошло полное разрушение исходной структуры материала и при кристаллизации сформировалась дендритная структура (см.рис.4.4.7 г). Частицы различных фаз в виде агломератов располагаются преимущественно по границам дендритных зерен. На границе дендритов расположены множество мелких светлых частиц размером 50 нм.

После закалки структура сплава практически не изменяется в отличие от кардинального изменения структуры сварного шва. В сварном шве дендритная структуры исчезает наблюдается гомогенизация твердого раствора (см.рис.4.4.7 д.). В твердом растворе наблюдается незначительное количество мелких частиц светлого цвета (рис. 4.4.8 д).

После оптимального искусственного старения микроструктура сплава и сварного шва становится близка (см.рис.4.4.7 в, е). На нано уровне в твёрдом растворе как сплава, так и сварного шва наблюдётся формирование частиц темного цвета с характерным размером 20 -40 нм, а также светлые частицы размером 10-40 нм.

Измерение химического состава исходного сплава показывает наличие основных легирующих элементов (см. рис. 4.4.9 а). В результате воздействия лазерного излучения в сварном шве на границе дендрита происходит увеличение концентрации меди 2,22 % по весу и уменьшение ее в твёрдом растворе до 1,3 % по весу (см. рис. 4.4.9 б). После процедуры закалки EDX анализ показывает восстановление концентрации легирующих элементов в твердом растворе сварного шва до значений исходного сплава (см. рис. 4.4.9 в).





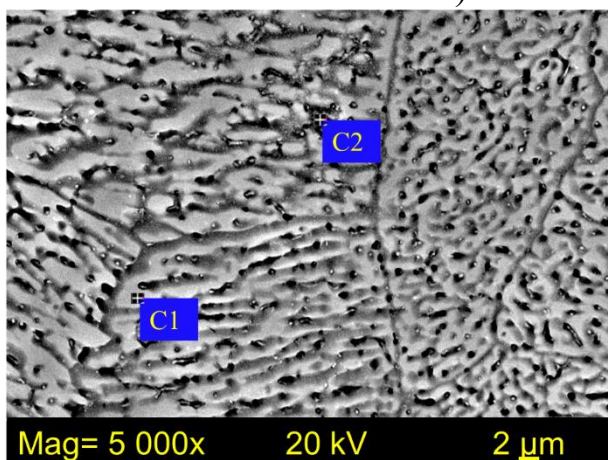
Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.92	1.03
Al K	97.31	98.21
Cu K	1.77	0.76
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.96	1.08
Al K	97.36	98.20
Cu K	1.68	0.72
Итого	100.00	100.00

а)



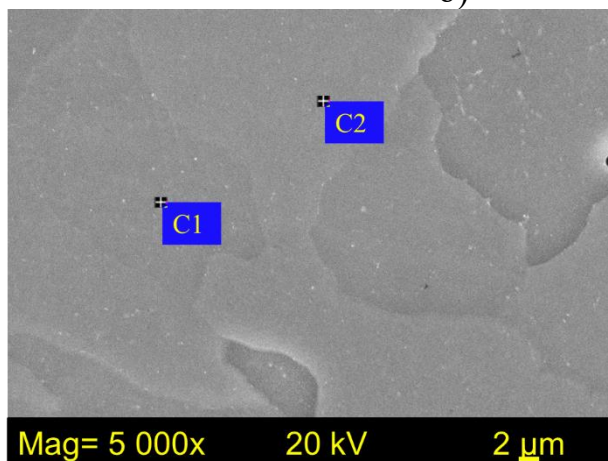
Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.73	0.81
Al K	97.97	98.63
Cu K	1.30	0.56
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.78	0.87
Al K	97.00	98.17
Cu K	2.22	0.95
Итого	100.00	100.00

б)



Спектр 1

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.80	0.89
Al K	97.64	98.44
Cu K	1.57	0.67
Итого	100.00	100.00

Спектр 2

Элемент	вес, %	ат, %
Mg K	0.82	0.92
Al K	97.52	98.37
Cu K	1.66	0.71
Итого	100.00	100.00

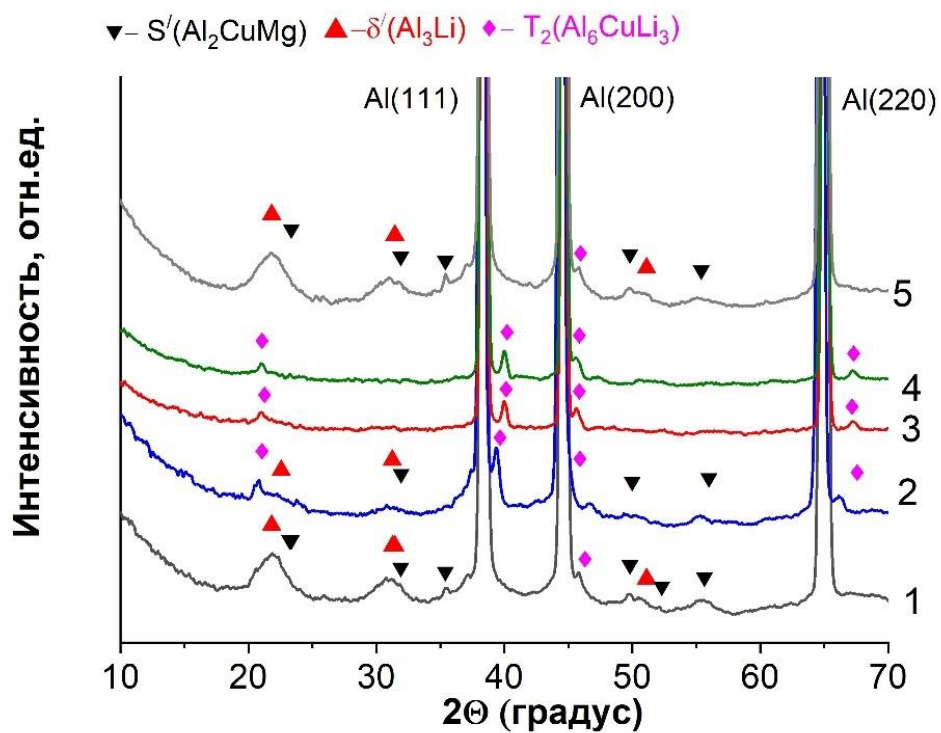
в)

Рисунок 4.4.9 – РЭМ изображение микроструктуры и места измерений элементного состава:

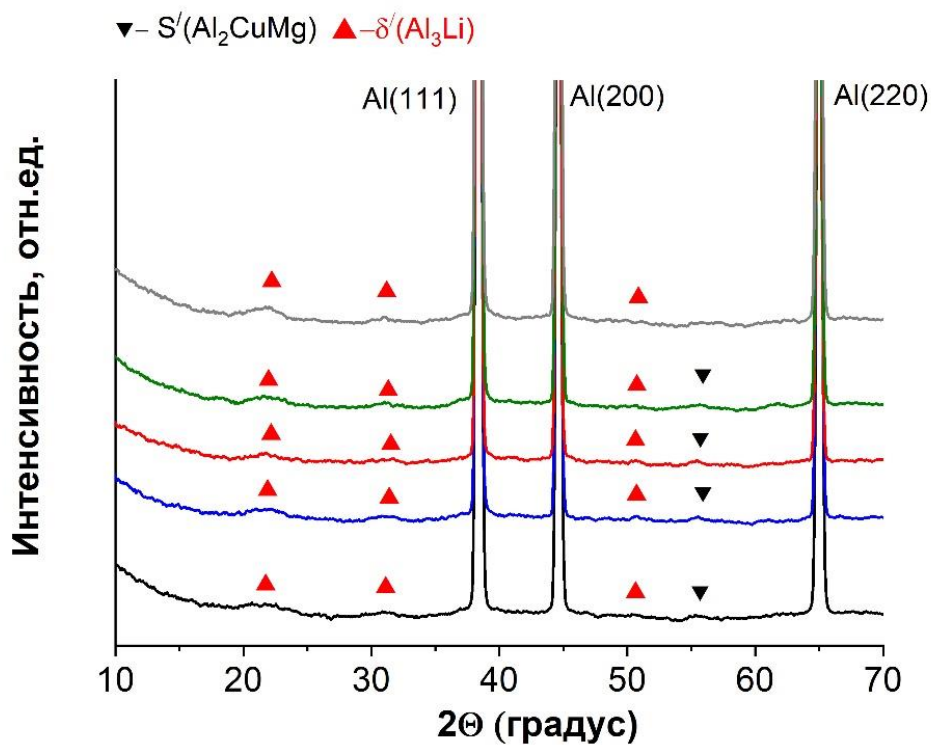
а) сплав, б) сварной шов, в) - сварной шов после закалки

На рисунке 4.4.10 приведены дифрактограммы исходного сплава и зоны плавления лазерного сварного шва без ТО и после ТО, полученные с помощью

синхротронного излучения в геометрии на просвет. Малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала.

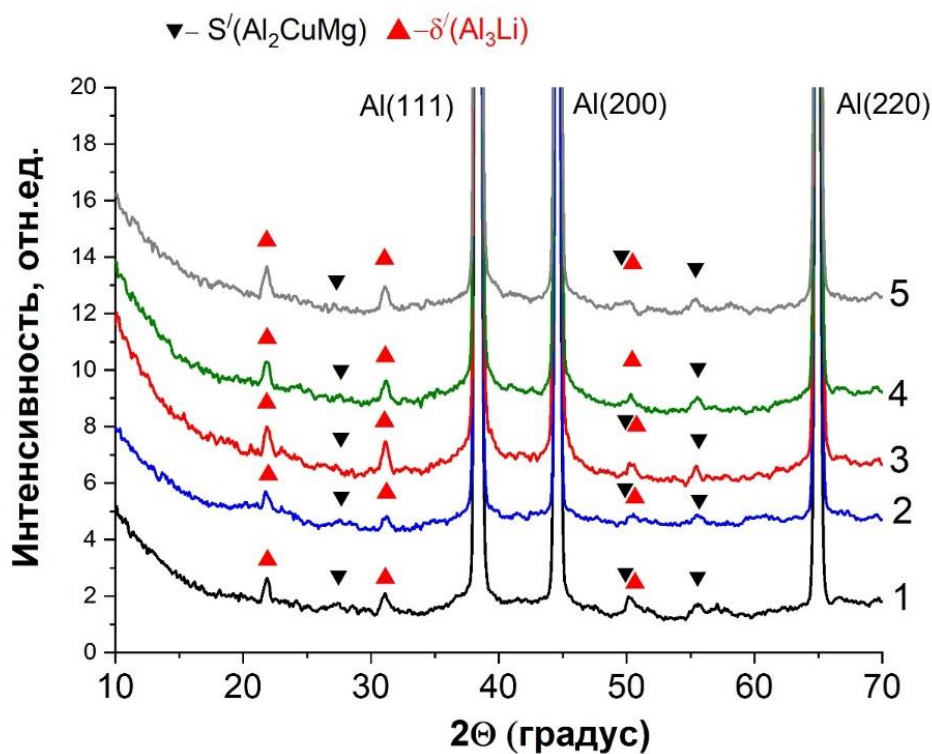


a)



б)





в)

Рисунок 4.4.10 – Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением без ТО (а), образца со сварным соединением после закалки (б) и образца со сварным соединением после закалки и искусственного старения (в).

1,5- сплав, 2,4 - ЗТВ, 3-ЗП

Согласно рис.4.4.10 на дифрактограммах исходного сплава кроме интенсивных рефлексов фазы Al присутствуют также рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и стабильной фазы  $S'(Al_2MgCu)$ . В сварных соединениях присутствуют в основном рефлексы фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . Можно предположить что на рисунке 4.4.8 а темные и светлые частицы расположенные в твердом растворе сплава размером 10 нм являются фазами  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S'(Al_2MgCu)$  соответственно. А светлые частицы размером 50 нм расположенные в сварном шве на границе дендрита фаза  $T_2(Al_6CuLi_3)$  (см. рис. 4.4.8 г). После процедуры закалки как в сплаве, так и сварном шве регистрируются слабые рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$ . После процедуры искусственного как в сплаве так и сварном шве регистрируются

мощные рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и фазы  $S'(Al_2MgCu)$  (см. рис. 4.4.10 в). При этом по сравнению с исходным сплавом ширина рефлекса для фазы  $\delta'(Al_3Li)$  уже, что связано с изменением размеров фазы, что и наблюдается на рисунке 4.4.8 в, е, где темные частицы имеют характерные размеры 20-40 нм.

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1441 системы Al-Cu-Mg-Li после термической обработки достигнуты механические характеристики сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Достигнуты следующие значения временного сопротивления  $\sigma_B=431$  МПа, предела текучести  $\sigma_{0,2}=356$  МПа и относительного удлинения  $\delta$  9,2 % , что составляет приблизительно 98 %, 105% и 75 % от значений исходного сплава соответственно.

#### **4.5 Лазерные сварные соединения сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li.**

Промышленный высокопрочный алюминиево-литиевый сплав В-1461 разработан на базе системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li. Сплав В-1461 нашел применение в ПАК Т-50. Зарубежными аналогами данного сплава, близкими по химическому составу и отличающимися содержанием Li, являются сплавы, 2099 и 2198, которые нашли применение в конструкциях современных самолетов [24,105,146].

##### **4.5.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li.**

На основе оптимизации процесса лазерной сварки, на оптимальных режимах были получены порядка 300 заготовок сварных соединений сплава В-1461 толщиной 2 мм и размером 55 на 100 мм. Оптимальные режимы сварки для данного вида сплава составили мощность лазерного излучения 3,3 кВт, скорость перемещения лазерного луча 4 м/мин, заглубление фокуса относительно верхней поверхности образца - 3 мм.

После сварки, из полученных заготовок изготавливались образцы «гантельной» для испытаний на прочность согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009 с помощью операции фрезеровки.

Процедуру закалки проводили при нагреве до температуры 320, 400, 450, 475 490, 530 545, 560 °С, со скоростью нагрева 5 °С/мин и выдержкой в течение 30-60 мин, с последующим охлаждением в холодной воде. Для каждого режима было испытано минимум по 3 образца.

В таблице 4.5.1 приведены основные механические характеристики исходного сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li в состоянии поставки и образца со сварным швом, где  $\sigma_b$  – временное сопротивление на растяжение,  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести,  $\delta$  – предельное относительное удлинение,  $k_i$  – коэффициент,

показывающий отношение исследуемых величин сварного соединения к соответствующим величинам для исходного сплава.

Таблица 4.5.1 – Механические свойства сварного соединения сплава В-1461.

Наименование	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ , %	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$k_2$ , %	$\delta$ , %	$k_3$ , %
сплав	550	-	470	-	10,1	-
сварной шов	341	62	333	71	0,7	7

На рис. 4.5.1 приведены типичные зависимости напряжения от деформации для сплава, сварного шва без термообработки и после закалки при различных температурах.

Увеличение времени выдержки в муфельной печи с 30 мин до 1 часу, как и для сплава 1420 не приводит к изменению значений механических характеристик испытываемых образцов, далее процедура закалки проводилась при времени выдержки 30 мин. Данные рис.4.5.1 демонстрируют основные особенности зависимости напряжения  $\sigma$  от деформации  $\delta$  при растяжении образцов. Изменение механических характеристик зависит от температуры закалки.

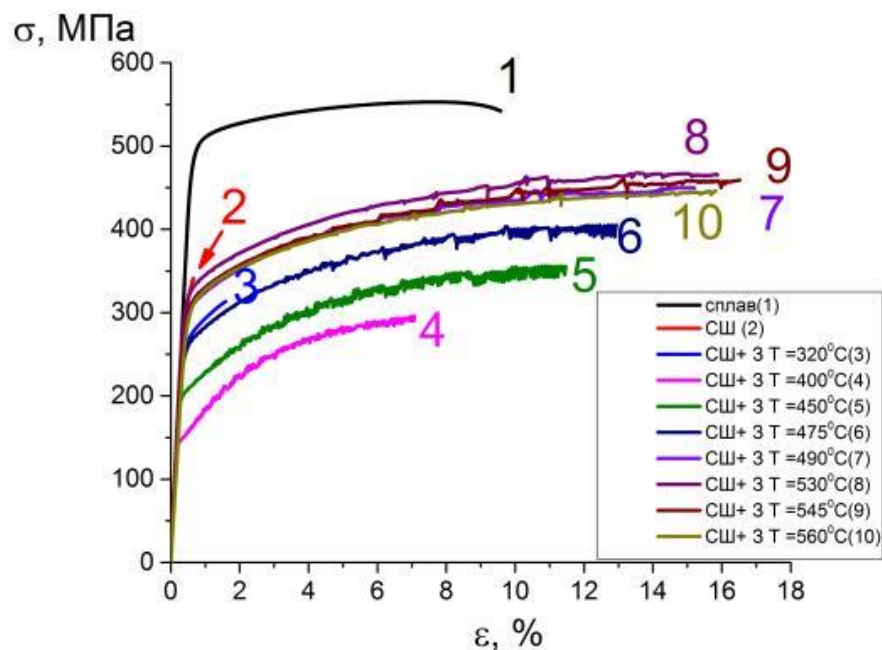


Рисунок 4.5.1 – Зависимость напряжения от деформации для сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. Сплав В-1461.

В отличие от сплава 1420 и 1424, для сплава В-1461 эффект Портевена–Ле Шателье отсутствует (кривая 1). Но для образцов со сварным швом, закаленных при температуре 400-560 °С (кривые 4-6) эффект Портевена–Ле Шателье присутствует. При увеличении температуры закалки увеличивается значение деформации, при которой начинается прерывистая текучесть, а также изменяется характер самой прерывистой текучести.

На рис. 4.5.2 представлены зависимости изменения средних значений временного сопротивления  $\sigma_B$ , предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , предельного относительного удлинения  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. Закалка образцов со сварным швом приводит к увеличению временного сопротивления и пластичности с 341 до 450 МПа ( $\approx 1,31$  раза) и с 333 до 400 МПа ( $\approx 1,20$  раза) и кардинальным образом – относительного удлинения с 0,7 до 15-16%. Для сплава В-1461 закалка приводит к увеличению всех механических характеристик, в отличие от сплава 1420, где увеличивается кардинальным образом только относительное удлинение, наблюдается незначительный рост временного сопротивления и спад предела пластичности (см. раздел 4.2.).

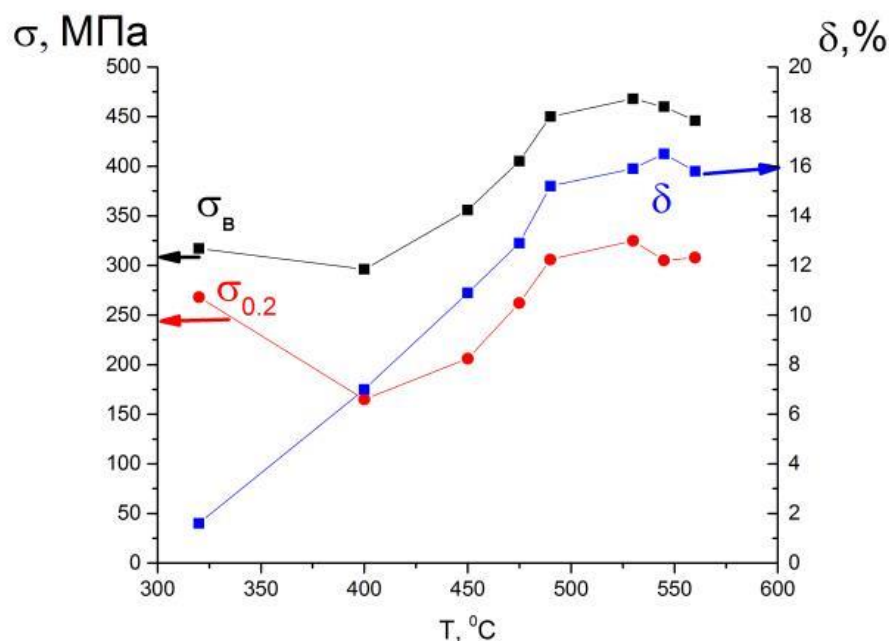


Рисунок 4.5.2 – Зависимость  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$  от температуры закалки образцов со сварным соединением.

Стоит заметить, что в данных режимах, как и при исследовании сплава 1420 и 1424, исследовался так же контрольный образец, не содержащий сварного шва. После термической обработки в виде закалки механические характеристики образцов без сварного шва и образцов со сварным швом совпадают в пределах экспериментального разброса, т.е. уже в результате закалки происходит выравнивание характеристик материала сварного шва и исходного сплава.

Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения от температуры закалки образцов со сварным соединением по сравнению с исходным сплавом и образцов со сварным швом без термообработки, на рис. 4.5.3 представлены данные характеристики в относительных единицах, показывающие отношение полученных значений к соответствующим значениям для исходного сплава в состоянии поставки. Здесь  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ - отношение предела текучести,  $k_3$ -отношение относительного удлинения соответственно к характеристикам исходного сплава.

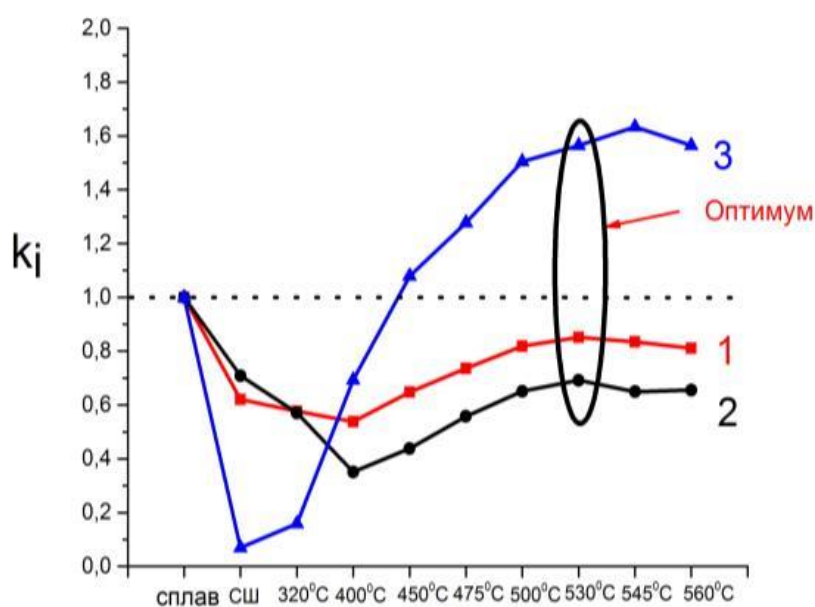


Рисунок 4.5.3 – Зависимость отношений временного сопротивления (1) предела пластичности (2) относительного удлинения (3), сплава и сварного шва без ТО, сварного шва с ТО в виде закалки при различных температурах.

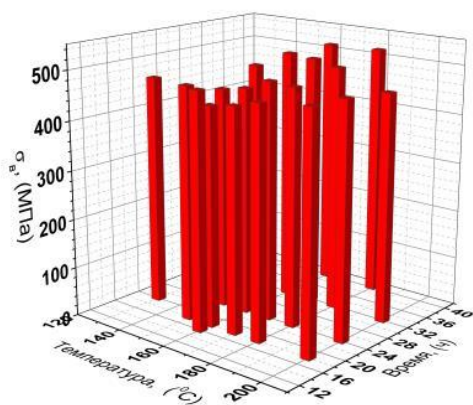
Коэффициенты  $k_1$  и  $k_2$  имеют максимум при температуре закалки  $T=530$  °С, также наблюдается минимум при температуре закалки  $T=490$  °С. Кривая коэффициента  $k_3$  имеет максимум при температуре закалки  $T=545$  °С. Стоит заметить, что для образцов сплава В-1461 со сварным швом для достижения максимальных прочностных свойств необходимо выбирать более высокую температуру закалки, чем для сплава 1420 и 1424 системы Al-Mg-Li ( $T=490$  °С).

Как видно из рис. 4.5.3, кривые коэффициентов  $k_1$  и  $k_2$  в зависимости от температуры закалки имеют одинаковый характер поведения. При температуре закалки  $T=530$ °С они имеют максимальные значения  $k_1=0,85$  и  $k_2=0,69$ , значение коэффициента  $k_3$  составляет 1,56.

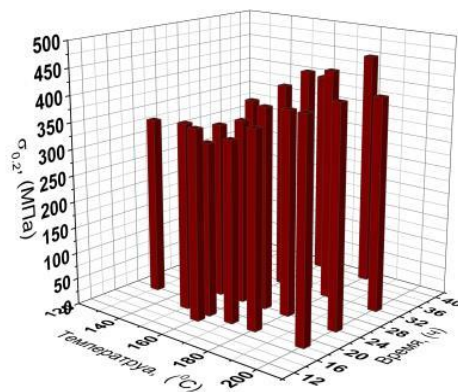
При температуре закалки  $450$  °С, при которой начинаются характерные изменения поведения кривых  $k_1$ ,  $k_1$  и  $k_2$  и температуре  $530$  °С, при которой достигаются максимальные прочностные характеристики, было проведено искусственное старение при различных температурно-временных характеристиках. При температуре закалки  $450$  °С варьирование режимов искусственного старения не приводило к изменениям значений механических характеристик. Далее приведены данные изменения механических характеристик при температуре закалки  $530$  °С и различных режимах искусственного старения. Данная температура закалки выбрана как оптимум. Процесс старения проводили при температурах  $120 - 200$ °С, длительность времени старения варьировалась в интервале 16-40 часов.

На рисунке 4.5.4 представлены диаграммы зависимости средних значений  $\sigma_B$  (а)  $\sigma_{0.2}$  (b)  $\delta$  (с) от температурно-временных характеристик искусственного старения после процедуры закалки при температуре  $T=530$ °С.

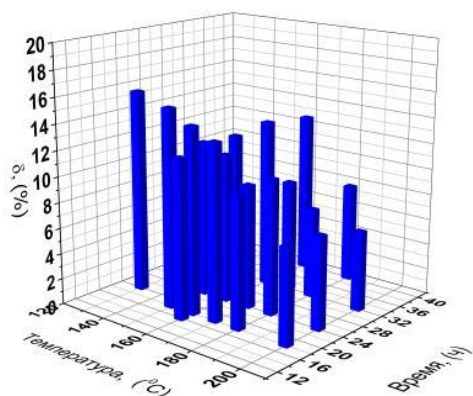




а)



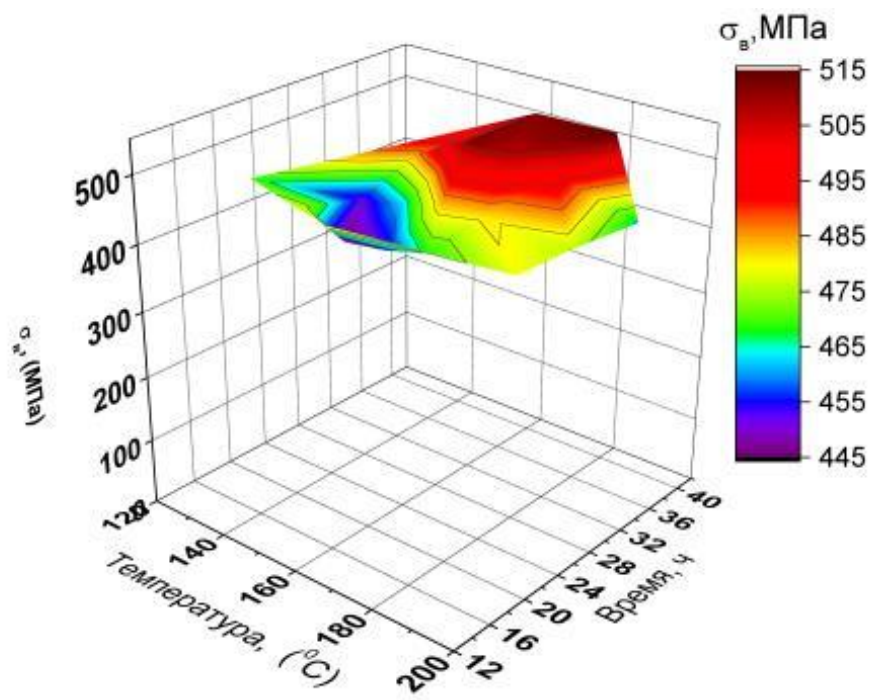
б)



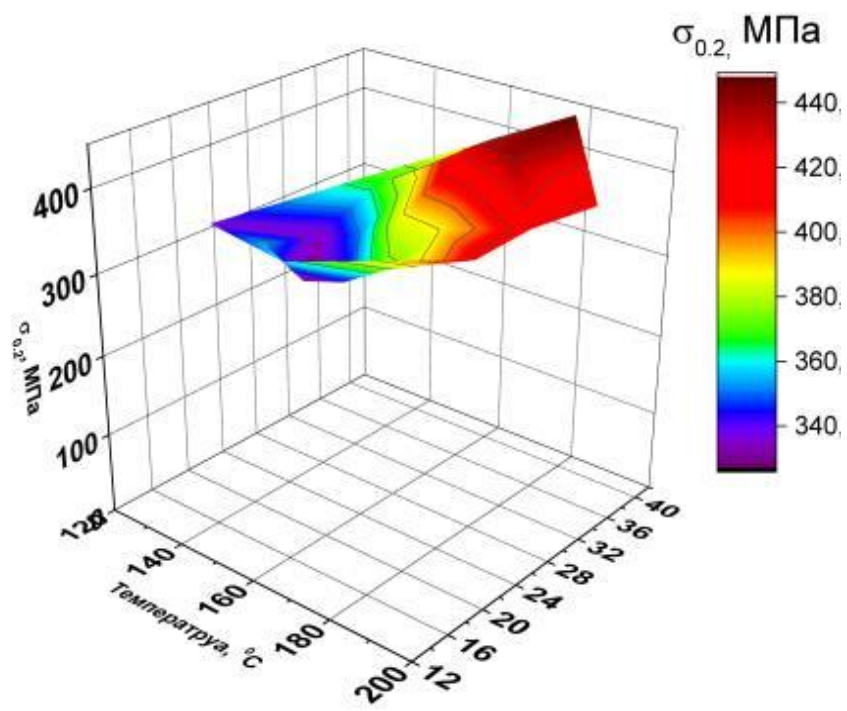
в)

Рисунок 4.5.4 – Диаграммы зависимости значений  $\sigma_{в}$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

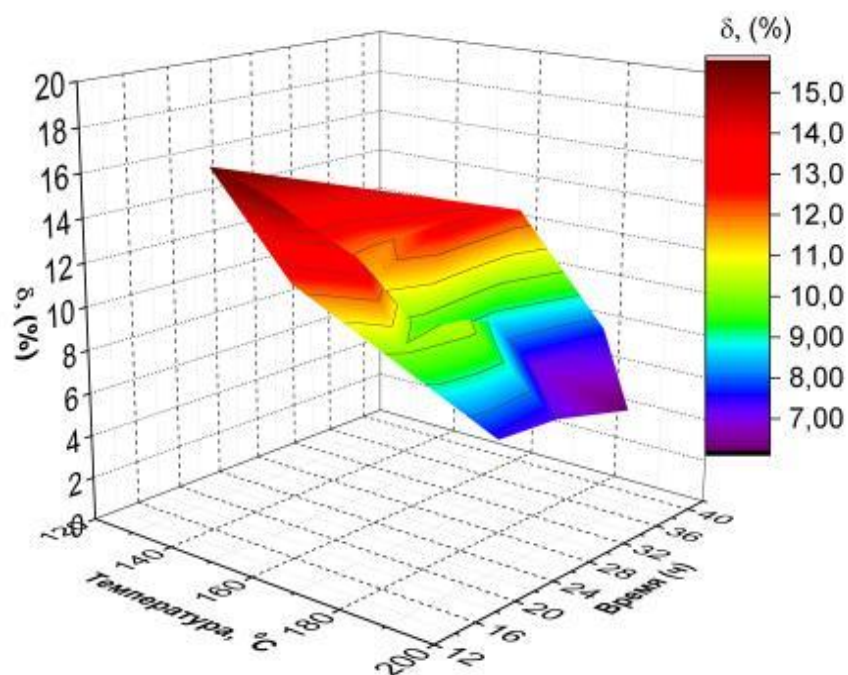
Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением сплава В-1461 от температуры и времени искусственного старения на рис. 4.5.5 представлены полученные на основе рис. 4.5.4, 3D-поверхности, полученные путем аппроксимации в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.



a)



б)



в)

Рисунок 4.5.5 – 3D-поверхности зависимостей  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

Анализируя рисунок 4.5.5, можно установить, что в интервале температуры 160-180 °С и времени 30-40 ч. наблюдается явный максимум в виде плато, при этом максимальные значения временного сопротивления составляют 500-510 МПа, т.е. 91-92% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Наблюдается явный минимум, который достигается при температуре искусственного старения 150 -170 °С и времени выдержки 18-20 часов, где значения составляют 450-460 МПа. На 3D-поверхности предела пластичности образцов со сварным соединением наблюдается ярко выраженный максимум при  $T=170-190$  °С и времени 32-40 часов, при этом значения составляют 420-440 МПа, т.е. 89 - 92% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Минимум предела пластичности достигается при  $T=150-170$  °С и времени 16-20 часов, при этом значения составляют 330-350 МПа. На 3D-поверхности предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением минимум достигается при  $T=180-200$  °С и времени 28-34 часа, при этом значения составляют 7,5-8 %, т.е. 74-79% от

значений для исходного сплава в состоянии поставки. Максимум относительного удлинения достигается при  $T=130-140$  °С и времени 18-22 часов, при этом значения составляют 14-15 %, что превышает значения исходного сплава в состоянии поставки приблизительно в 1,38 раза.

Области максимума временного сопротивления и предела текучести в зависимости от температурно–временных характеристик искусственного старения лежат приблизительно в одинаковом диапазоне температуры и времени. При этом в областях максимума временного сопротивления и текучести наблюдается зона падения предельного относительного удлинения (минимум) и наоборот – в областях минимума временного сопротивления и текучести относительное удлинение максимальное. Сравнивая значения механических характеристик образцов со сварными соединениями сплава 1461 и сплава 1420, можно установить, что максимальные показатели временного сопротивления и пластичности для сплава 1461 достигаются при более длительных временах старения, чем для сплава 1420. Диапазоны получения максимальных показателей предельного относительного удлинения близки, а минимумы различаются. Для образцов сварных соединений сплава В-1461 минимум достигается при более высоких температурах.

По результатам экспериментальных исследований, согласно рис 4.5.5. построены приведенные на рис. 4.4.6 3D-карты механических свойств (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения (аппроксимация с помощью метода наименьших квадратов). Координата z временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы. На картах наблюдаются области максимума, топографические хребты (область максимальных значений), и минимума, топографические впадины (область минимальных значений). Для значений временного сопротивления и текучести диапазоны температуры и времени топографического хребта и впадины совпадают. Для относительного

удлинения топографическая впадина лежит в области больших температур, чем диапазон топографического хребта для предела текучести и временного сопротивления и наоборот диапазон топографического хребта, лежит в области меньших температур диапазона топографической впадины для временного сопротивления и текучести.

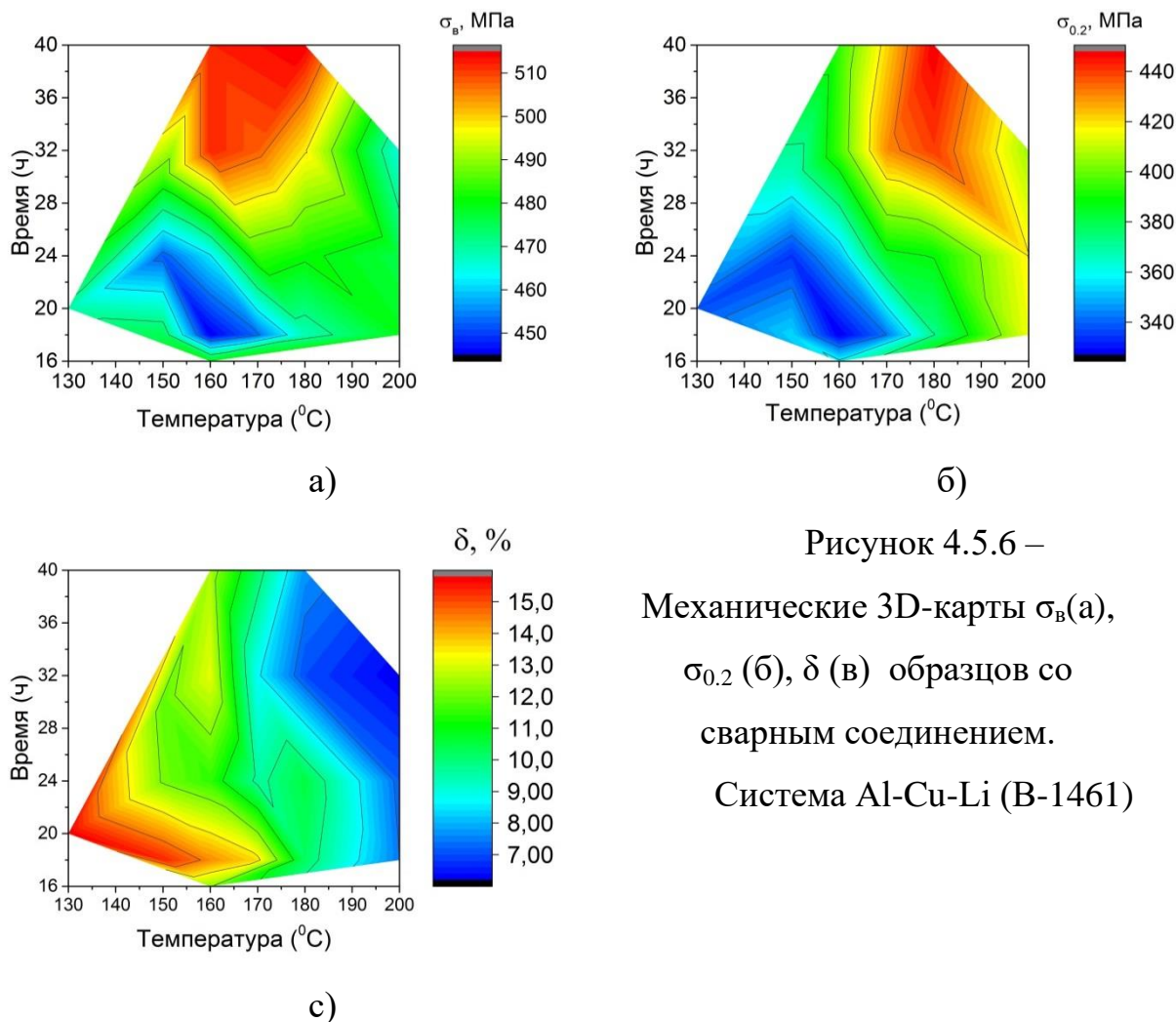


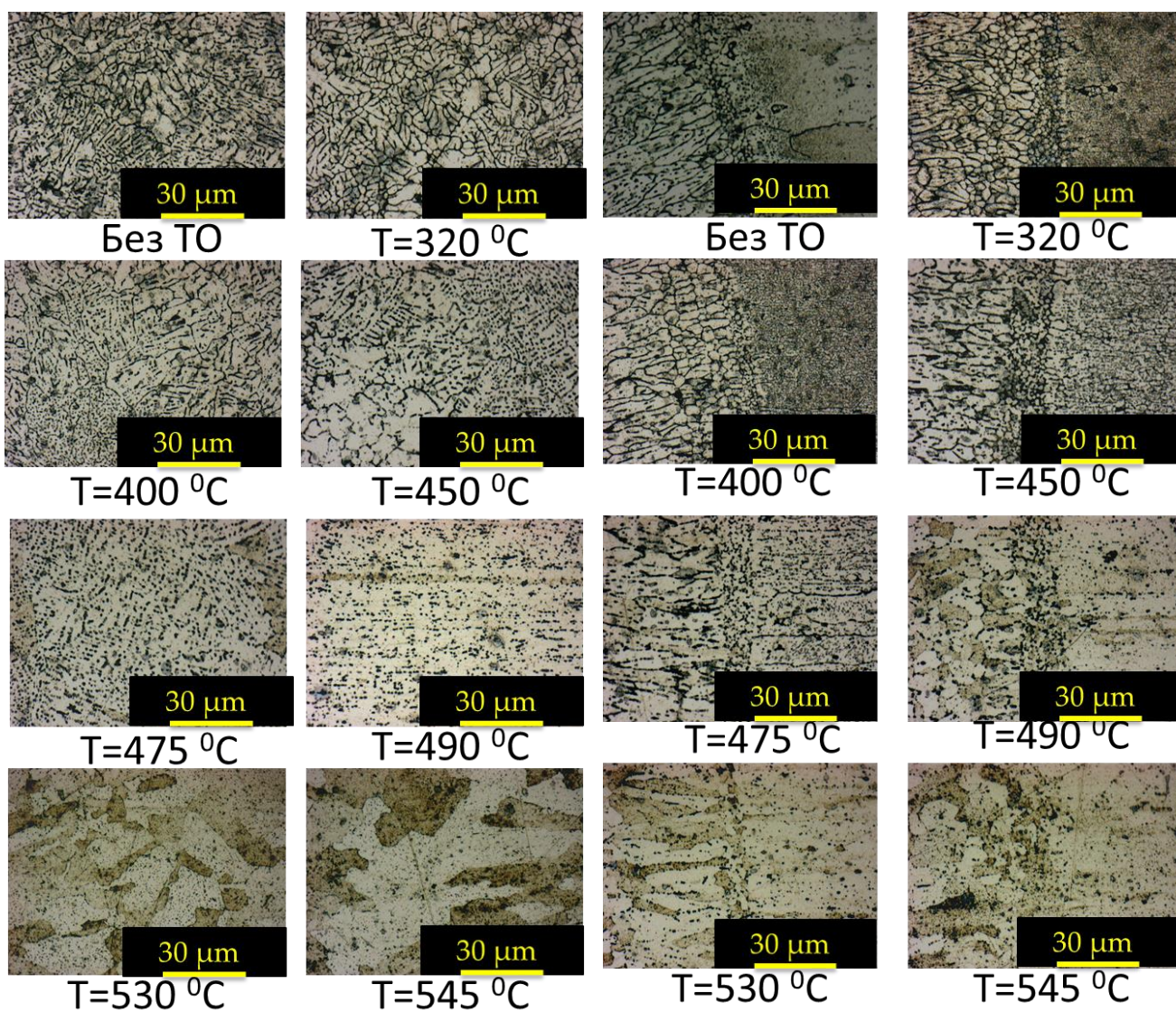
Рисунок 4.5.6 –  
Механические 3D-карты  $\sigma_{в}$ (а),  
 $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со  
сварным соединением.  
Система Al-Cu-Li (B-1461)

#### 4.5.2. Структурно-фазовый анализ лазерных сварных соединений без и после оптимальной термообработки.

Оптическая микроскопия

На рисунке 4.5.7 представлены микроструктура сварного шва (а), материала в зоне термического влияния (б), в отсутствие термообработки и после проведения закалки при начальном нагреве до температур  $T=320, 400, 450, 475, 490, 530, 545^{\circ}\text{C}$  и выдержке в при заданных температурах в течение 30 мин.





а)

б)

Рисунок 4.5.7 – Фотография поперечного сечения микроструктуры зоны сплавления сварного шва (а) и зоны термического влияния (б), при различных значениях температуры закалки, полученные с помощью оптического микроскопа.

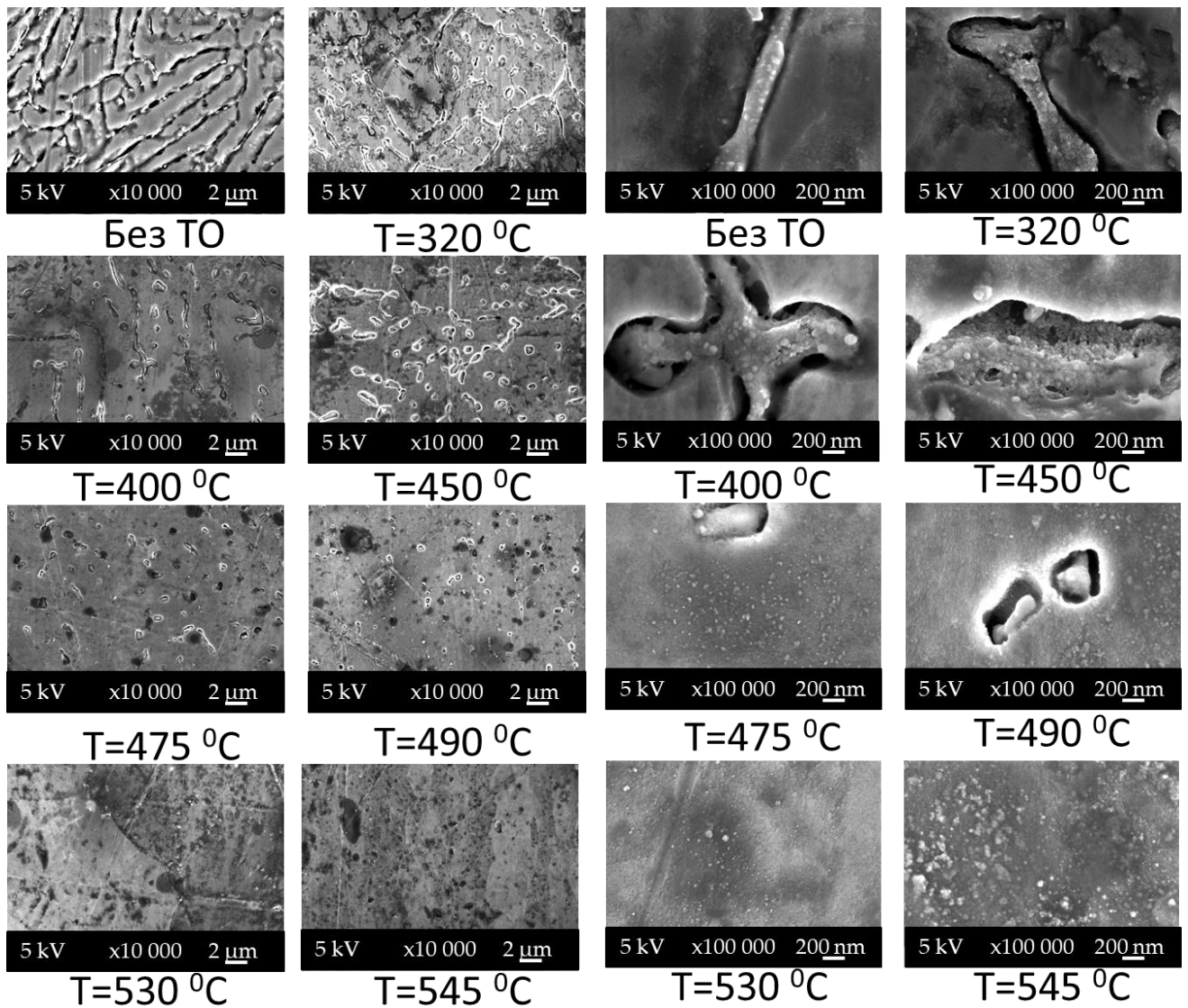
Закалка при температуре  $T=320-400\text{ }^{\circ}\text{C}$  приводит к существенному изменению микроструктуры сварного шва.

Характерные изменения микроструктуры зоны сплавления и зоны термического влияния начинаются при температуре  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$  и выше. Границы дендритных зерен исчезают с повышением температуры закалки. При температурах закалки  $530-545\text{ }^{\circ}\text{C}$  микроструктура зоны плавления зоны

термического влияния ЧРЗ ПМЗ зона становится близка к микроструктуре исходного сплава с редкими включениями темных частиц размером 1-2 мкм.

На рисунке 4.5.8 представлены фотографии шлифов поперечного сечения сварного шва образцов, полученные с помощью растрового электронного микроскопа в режиме обратно-рассеянных электронов при различном увеличении. Изображения шлифов получены после травления. Следует отметить, что изменения микроструктуры сварного шва без термообработки и с термообработкой, зафиксированные с помощью электронного и оптического микроскопов, на микронном уровне, совпадают. Неравномерное травление поверхности шлифа свидетельствует о неравномерности распределения основных легирующих элементов в дендритных ячейках. Частицы различных фаз располагаются преимущественно по границам дендритных зерен. Из-за явных отличий в морфологии и цвете после травления можно выделить два типа включений: светлые и темные, которые часто объединены в сложные агломераты. С ростом температуры сначала происходит растворение данных агломератов. При сильном увеличении (рис.4.5.8 б) видно, что агломераты имеют сложную структуру. Так внутри агломератов выделяются светлые частицы с приблизительным размером 20-50 нм. При температуре закалки 320-450°C количество данных частиц увеличивается в светлом агломерате. При растворении светлых агломератов с повышением температуры, светлые частицы равномерно распределяются в твердом растворе алюминия, при этом, при увеличении температуре закалка с 530°C до 545 °C происходит укрупнение светлые частицы с 5-10 нм до 50-10 нм.



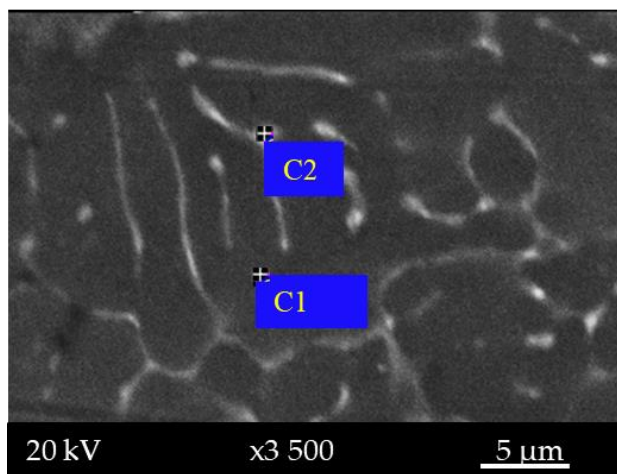


а)

б)

Рисунок 4.5.8 – Поперечное сечение сварного шва при различных значениях температуры закалки полученное с помощью электронного микроскопа. а) - Увеличение 10 000<sup>x</sup>; б) - Увеличение 100 000<sup>x</sup>

EDX анализ сварного шва показал без термообработки, увеличение содержания легирующего элемента меди во светлых агломератах до уровня 11,68 % по вес, при уменьшении концентрации меди в окружающем твердом раствором до величин 1,2-2,2% по вес (см. рис 4.5.9). С ростом температуры закалки EDX анализ показывает снижение концентрации Си в границе дендрита и ее возрастание в матрице твердого раствора.



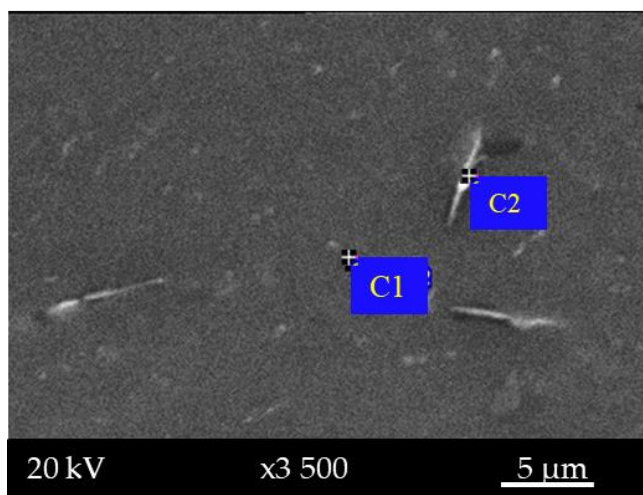
### Спектр 1

Элемент	вес, %
Mg K	1,07
Al K	96,29
Cu K	1,69
Zn K	0,95
Итого	100

### Спектр 2

Элемент	вес, %
Mg K	1,38
Al K	86,13
Cu K	11,27
Zn K	1,21
Итого	100

а)



### Спектр 1

Элемент	вес, %
Mg K	0,48
Al K	96,60
Cu K	2,92
Итого	100,00

### Спектр 2

Элемент	вес, %
Mg K	2,71
Al K	85,75
Cu K	8,79
Zn K	2,75
Итого	100,00

б)

в)

Рисунок 4.5.9 – РЭМ изображение микроструктуры и места измерений элементного состава:

а) сварной шов без ТО, в) - сварной шов после закалки при  $T=530^{\circ}\text{C}$ .

На рисунке 4.5.10 и 4.5.11 показано характерное изменение микро и наноструктуры сварного шва после проведение закалки при  $T=530^{\circ}\text{C}$  и последующим искусственным старении на 4 режимах  $130^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 20 часов;  $160^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 16 часов;  $170^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 32 часов;  $200^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 32 часов. Структура сварного шва различна, так при температуре старении  $130^{\circ}\text{C}$  с

выдержкой 20 часов наблюдаются темные агломераты по границе дендритного зерна, которые отсутствовали после закалки (см. рис. 4.5.8). В матрице твёрдого раствора наблюдаются два типа агломератов темного цвета с размером 10-50 нм и 100-200 нм. С повышением температуры старения темные частицы растворяются с постепенным выделением светлых частиц. Так при температуре 170 °С и выдержки 32 часа в матрице твердого раствора формируются светлые частицы с характерным размером 10-20 нм и 50-100 нм, причем количество мелких частицы преобладают над крупными частицами. Интересно отметить, что при незначительном увеличении температуры старения до 200°С при той же выдержки 32 наблюдается вновь появление темных частиц.

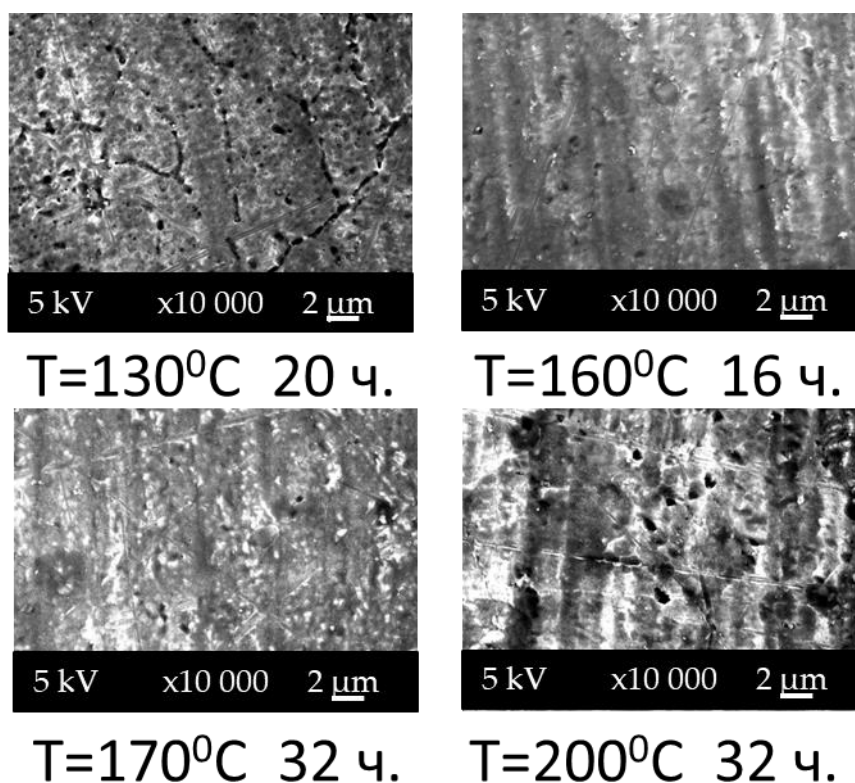


Рисунок 4.5.10 – Микроструктура поперечного сечения сварного шва при различных режимах искусственного старения с помощью электронного микроскопа.

Увеличение 10 000<sup>x</sup>

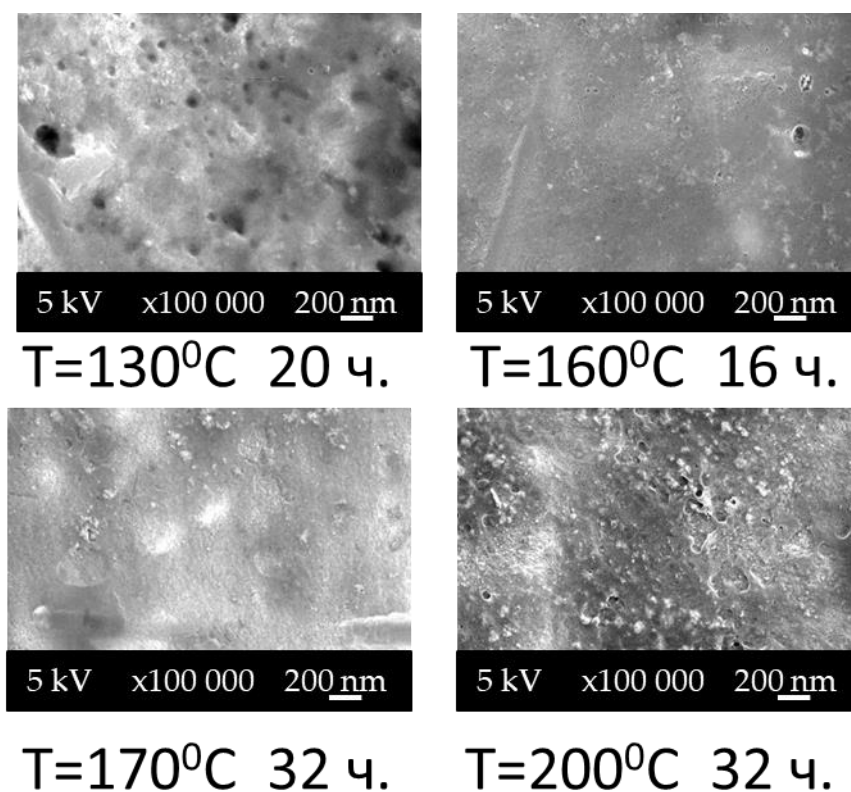


Рисунок 4.5.11 – Наноструктура поперечного сечения сварного шва, при различных значениях температуры закалки полученное с помощью электронного микроскопа. Увеличение 100 000<sup>x</sup>

#### *Рентгенофазовый анализ*

Для измерения усредненных данных фазового состава в определенной плоскости сечения образца применялось измерение рентгенограммы на отражение на поверхности образца и при расстоянии от поверхности 0.3 мм, 1.2 мм и 1.5 мм. Измерения показали, что фазовый состав не изменяется с глубиной.

На рисунке 4.5.12 показаны рентгенограммы на отражение исходного сплава, сварного шва без ТО и после закалки, закалки+ искусственного старения, снятые на 1/3 от верхние и нижние границы поверхности образца.

В исходном сплаве, кроме рефлексов  $\alpha$ -Al алюминия регистрируются слабые рефлексы интерметаллидных фаз, наиболее интенсивные из которых могут соответствовать следующим фазам: 20.59, 42.09<sup>0</sup> - T<sub>1</sub> (Al<sub>2</sub>CuLi); 22.14, 31.52<sup>0</sup> -  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li); 31.66<sup>0</sup> - S' (Al<sub>2</sub>MgCu), 21.03 T<sub>2</sub> (Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>).

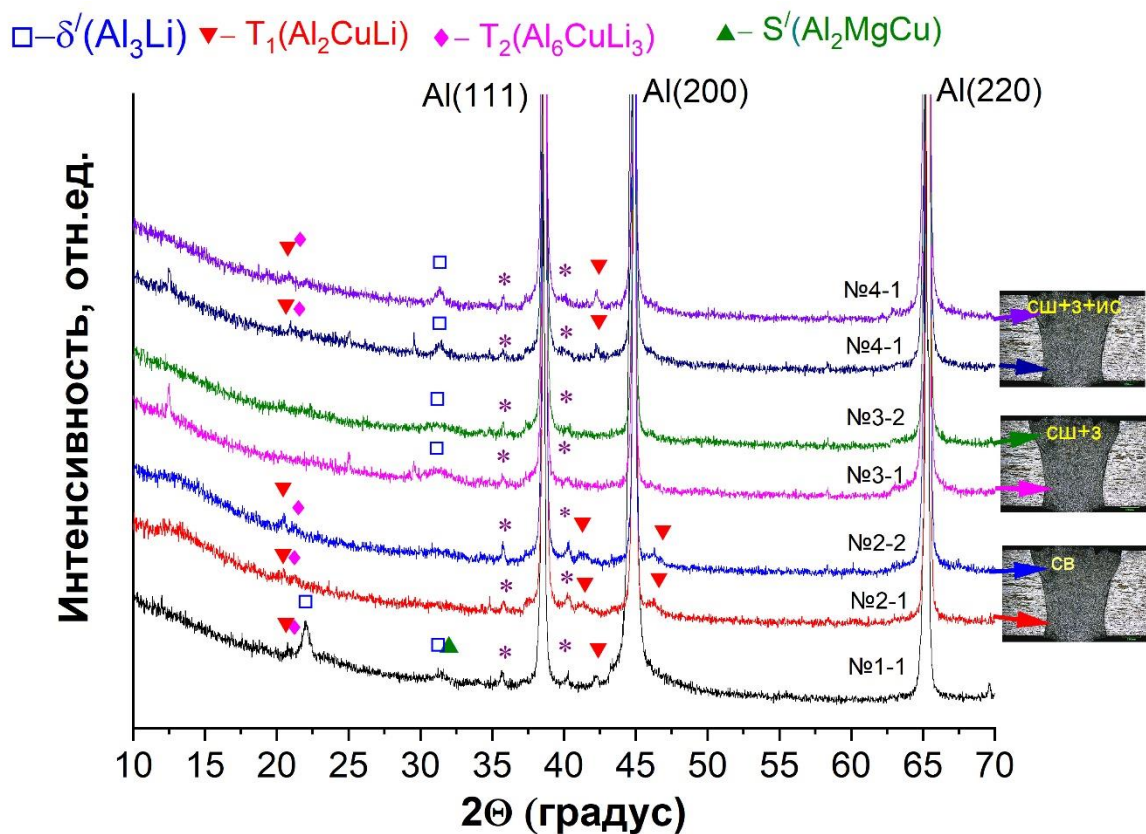


Рисунок 4.5.12 – Рентгенограммы (на отражение) исходного сплава (№1) и сварного шва до (№2) и после закалки (№3) и закалки с искусственным старением (№4). Условия обработки образцов приведены в табл. 4.5.2.

Из рисунка 4.5.12 видно, что в сварочном шве до ТО, как со стороны воздействия лазерного излучения, так и со стороны корня шва рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  не наблюдаются. Зарегистрированы слабо интенсивные пики тройной фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  на углах  $20.59^\circ$ ,  $41.24^\circ$  и  $46.55^\circ$  и фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$   $21.03^\circ$ .

После процедуры закалки в оптимальном режиме при  $T=530^\circ C$  у образцов со сварным швом, на угле  $31.52^\circ$  появляются широкие рефлексы  $\delta'(Al_3Li)$ .

После полного цикла оптимального ТО упрочняющая фаза  $\delta'(Al_3Li)$  стала лучше окристаллизованной (рефлексы сузились, повысилась степень кристалличности) по сравнению с закалкой на угле  $31.52^\circ$ . Кроме этого, наблюдаются также восстановление рефлексов упрочняющей тройной фазы

$T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  на  $20.59^\circ$  и  $41.24^\circ$ . Таким образом, с точки зрения упрочняющих фаз  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  и  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  оптимальная термическая обработка позволила полностью восстановить фазовый состав твердого раствора сварного шва.

Из данных структурного анализа фазы  $\alpha\text{-Al}$ , представленных в табл. 4.5.2, видно, что в сварном шве период решетки меньше, по сравнению с исходным сплавом, а размер кристаллитов значительно превышает значение, приведенное для исходного сплава. Закалка только увеличивает различие параметров  $\alpha\text{-Al}$  фазы сварного шва по сравнению с исходным сплавом и только полный цикл оптимальной термической обработки приводит к возвращению периода решетки к размерам исходного сплава и уменьшению размера кристаллитов, хотя он остается больше исходного.

Таблица 4.5.2. Структурные параметры фазы  $\alpha\text{-Al}$

Условия обработки	Наименование,	Параметры решетки, А	Размер кристаллитов, нм
исходный сплав	№1-0, 0 mm	4.0471(1)	68
	№1-1, 0.3 mm	4.0463(2)	74
сварной шов	№2-0, 0 mm	4.0458(1)	137
	№2-1, 0.3 mm	4.0449(2)	117
	№2-2, 1.7 mm	4.0458(1)	131
	№2-3, 2 mm	4.0458(1)	180
сварной шов +закалка	№3-1, 0.3 mm	4.0446(1)	211
	№3-2, 1.7 mm		
сварной шов +закалка+искусственное старение	№4-1, 0.3 mm	4.046(1)	136
	№4-2, 1.7 mm		

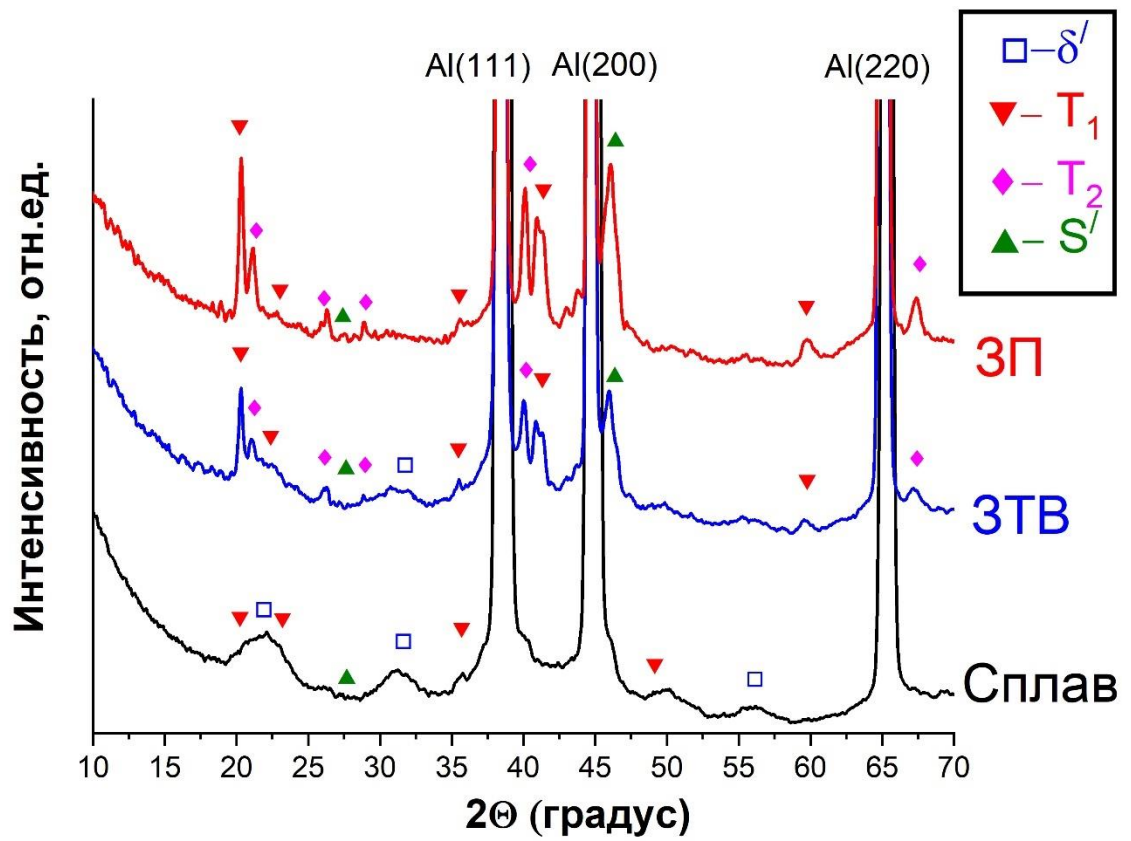
Для измерения пространственного распределения фаз впервые применялась синхротронное излучение. Малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ в объеме материала.

На рисунке 4.5.13 а,б,в приведены дифрактограммы исходного сплава и зоны плавления лазерного сварного шва без ТО и после ТО полученные с помощью синхротронного излучения в геометрии на просвет. В данном случае анализируется не поверхность, как в геометрии «на отражение», а объем материала. Малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала. Из рис.4.5.13 а видно, что в исходном сплаве (ВМ) наиболее интенсивные рефлексы примесных фаз соответствуют широким рефлексам фазы  $\delta'(Al_3Li)$  на углах дифракции 22.14, 31.52°. Наличие фазы  $T_1$  однозначно не идентифицируется. В зоне ЗТВ и сварном шве фазовый состав принципиально другой. Наблюдаются мощные рефлексы 20.59, 42.09 ° - фазы  $T_1 (Al_2CuLi)$  и 21.03, 39.85 фазы  $T_2 (Al_6CuLi_3)$ . Фазы  $\delta'(Al_3Li)$  в сварном шве практически отсутствует.

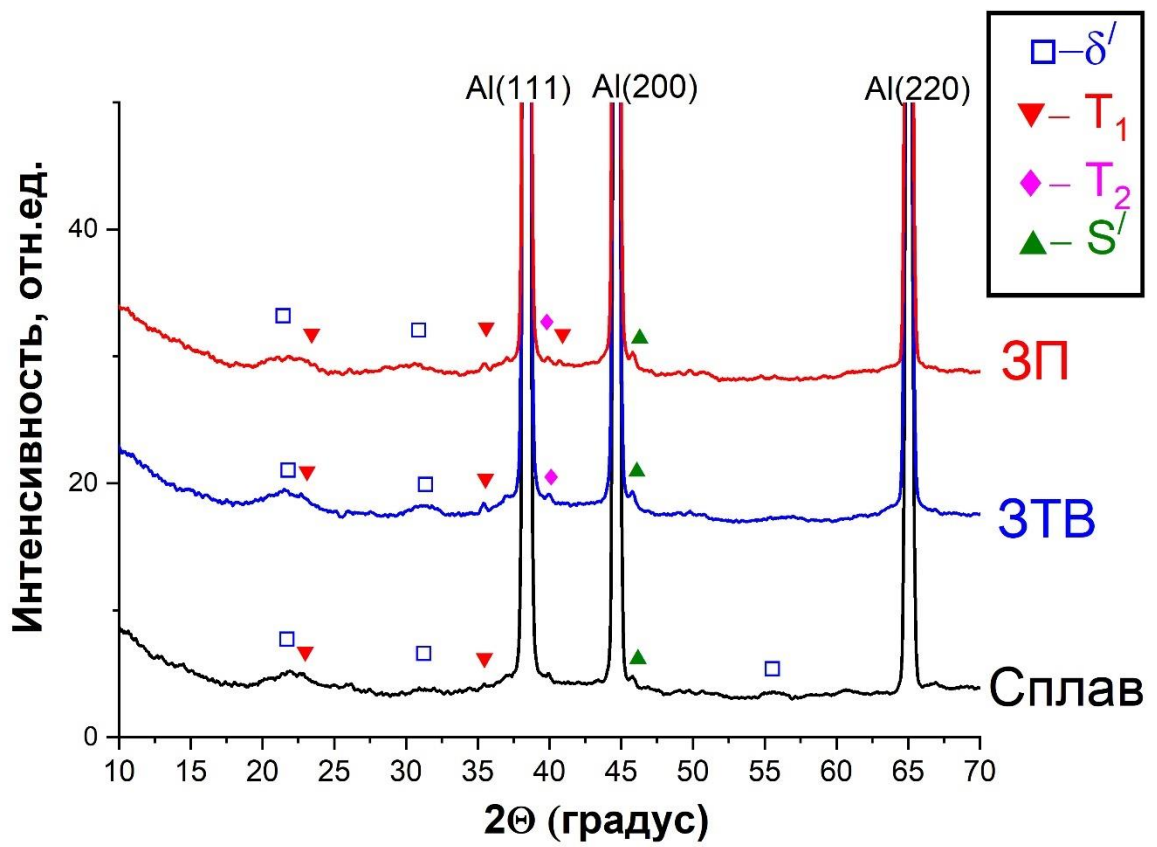
Процедура закалки (рис 4.5.13 б) при температуре 530 °С кардинально изменяет фазовый состав сварного шва, при этом слабо повлияв на фазовый состав сплава. Рефлексы фаз  $T_1$  и  $T_2$  существенно ослабевают. Наблюдаются мощные широкие рефлексы фазы  $\delta'(Al_3Li)$  на углах дифракции 22.14, 31.52°, что указывает на формирование в шве большого числа мелких частиц этой фазы и растворение фаз  $T_1$  и  $T_2$ . Отметим гомогенность фазовой структуры сплава, зоны ЗТВ и шва.

Старение, не меняя фазового состава образца, показывает наличие процесса укрупнения частиц фазы  $\delta'(Al_3Li)$ , что проявляется в сужении ее рефлексов и формировании фаз  $T_1$  и  $T_2$ .

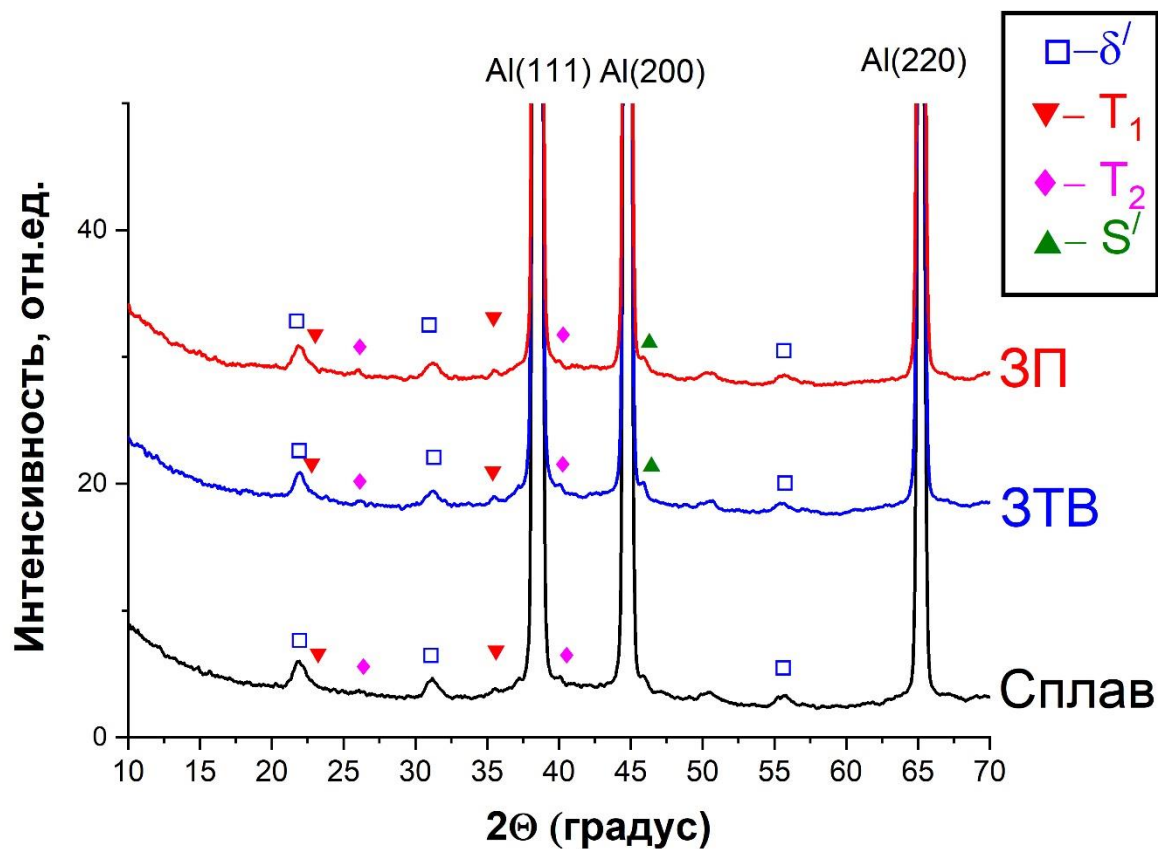




а)



б)



в)

Рисунок 4.5.13 – Рентгенограммы (на просвет) исходного сплава, зоне термического влияния (ЗТВ) и в зоне плавления (ЗП).

а) исходное состояние б) после закалки, в) после закалки и искусственного старения.

#### *Просвечивающая электронная микроскопия*

Для измерения пространственной локализации фаз и концентрации частиц в отдельных точках сварного шва применялась просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). По данным ПЭМ в зоне плавления сварного шва без ТО формируется крупнозернистая (блочная) кристаллическая структура (рис. 4.5.14). Размер блоков составляет 2-5 мкм, а ширина межзеренных границ варьируется в диапазоне 100-300 нм. По данным дифракции электронов на просвет блоки имеют различную кристаллографическую ориентацию. На рис. 5 некоторые из таких блоков отмечены цифрами 1, 2 и 3, а справа приведены соответствующие картины микродифракции электронов для сингулярной зоны [110] и двух зон вблизи направлений [113] и [131]. Межплоскостные расстояния ( $d_{hkl}$ ), определенные из

картин микродифракции составляют 0.23 нм для плоскостей  $\{111\}$ , 0.20 нм для плоскостей  $\{002\}$ , 0.14 нм для  $\{220\}$  и 0.12 нм для  $\{311\}$ . Эти значения полностью соответствуют ГЦК кристаллам  $\alpha$ -Al с параметром решетки 0,404 нм (пространственная группа Fm3m).

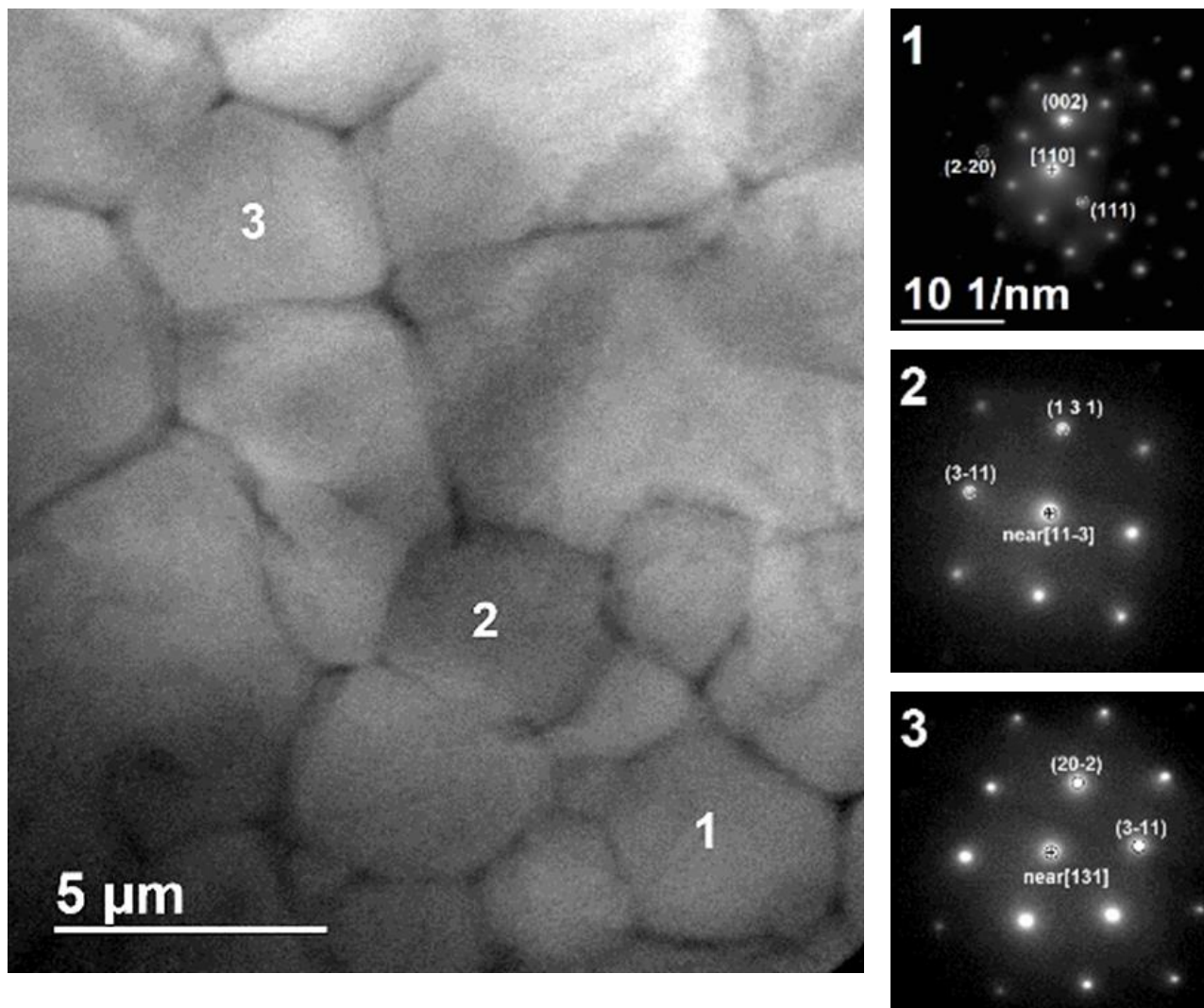


Рисунок 4.5.14 – ПЭМ изображение микроструктуры зоны плавления сварного шва (слева) и картины микродифракции электронов для трех блоков, отмеченных цифрами 1, 2 и 3 (справа). Масштабная метка на правом верхнем рисунке одинакова для всех картин микродифракции.

На рис. 4.5.15 показано ВРЭМ (высокоразрешающая электронная микроскопия) изображение центральной области блока 1, отмеченного на рис.4.5.14. Видно, что контраст на изображении является неоднородным. Чтобы определить причину этой неоднородности была использована цифровая обработка

этого изображения методом геометрической фазы [147,148]. Этот метод позволяет визуализировать дефекты структуры и количественно измерять решеточные искажения и деформационные поля на ВРЭМ изображениях. На рис. 4.5.15 б показана карта распределения межплоскостного расстояния для плоскостей  $\{111\}$ . Интенсивность изображения в каждой точке соответствует величине  $d_{111}$ . На этом изображении отчетливо визуализируются отдельные кристаллические блоки, отмеченные цифрами 1, 2 и 3, размер которых составляет 10-15 нм. Количественный анализ этого изображения позволил, во-первых, определить средние значения  $d_{111}$  в каждом отмеченном блоке: 1 – 0.234 нм; 2 - 0.233 и 3 – 0.232 нм. При этом, интегральное среднее значение по площади всего изображения составляет 0.233 нм. Во-вторых, анализ показал, что отмеченные блоки разориентированы друг относительно друга примерно на 0.5-1 градус. На границах сопряжения видны точки с черно-белым контрастом, которые обычно связаны с дефектами структуры, в частности, с дислокациями.

Таким образом, можно констатировать, что при рекристаллизации зоны расплава сварного шва формируется микрокристаллическая блочная структура с размерами блоков 2-5 мкм, которые разориентированы друг относительно друга на десятки градусов. При этом каждый микрокристаллический блок имеет, в свою очередь, нанокристаллическую блочную структуру с размерами блоков 10-15 нм, которые разориентированы друг относительно друга на 0.5-1 градус. Формирование дислокаций связано с релаксацией механических напряжений при остывании сварного шва.

Для анализа остаточных деформаций в отдельном микрокристаллическом блоке, в частности в блоке 1, отмеченном на рис.4.5.14, также был использован метод геометрической фазы. На рис.4.5.15 в, показана карта распределения деформации  $\epsilon_{xx}$  по площади изображения, приведенного на рис.4.5.15 а. Интенсивность изображения в каждой точке соответствует величине  $\epsilon_{xx}$ . Из анализа этого изображения следует, что поле деформаций в наноблочной структуре является знакопеременным и неоднородным. Величина деформаций варьируется



от -3.4% до +4.3%. При этом, среднее значение по площади всего изображения близко к нулю.

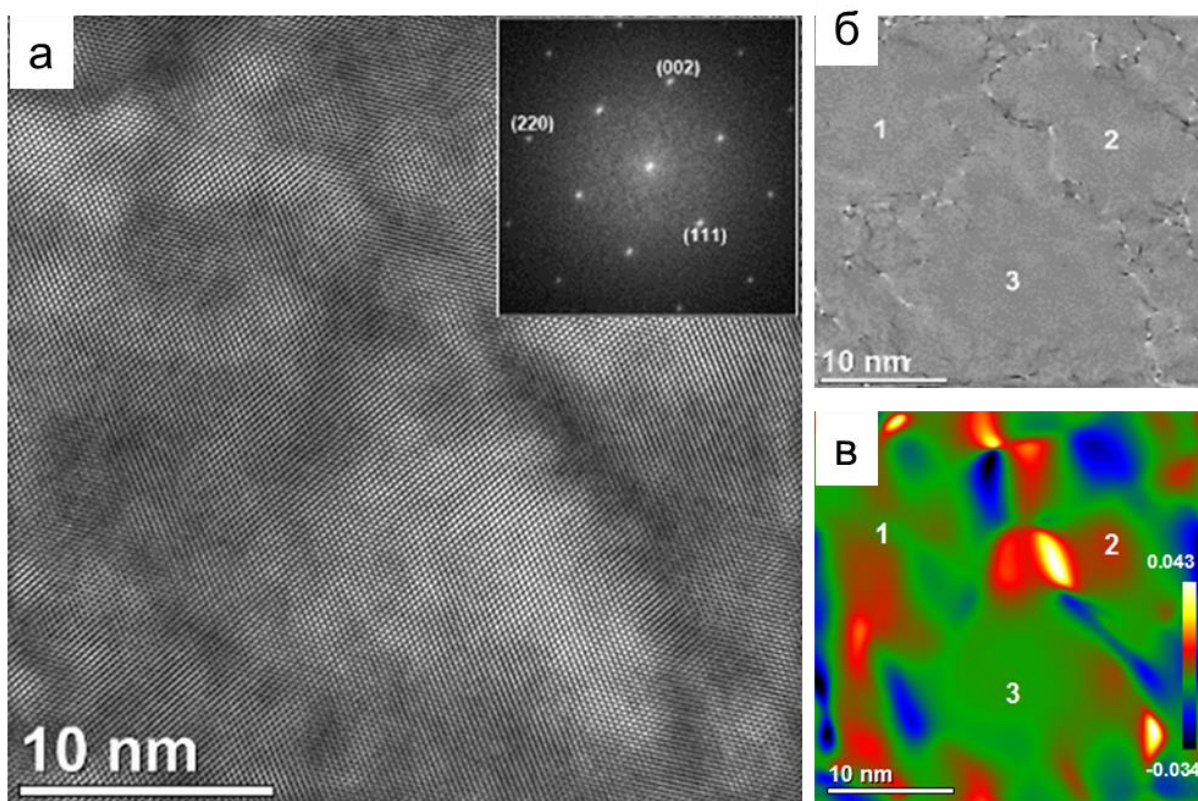
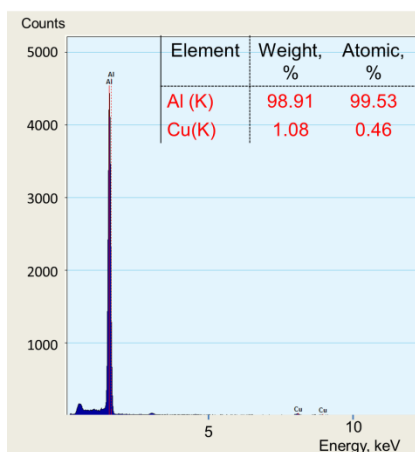
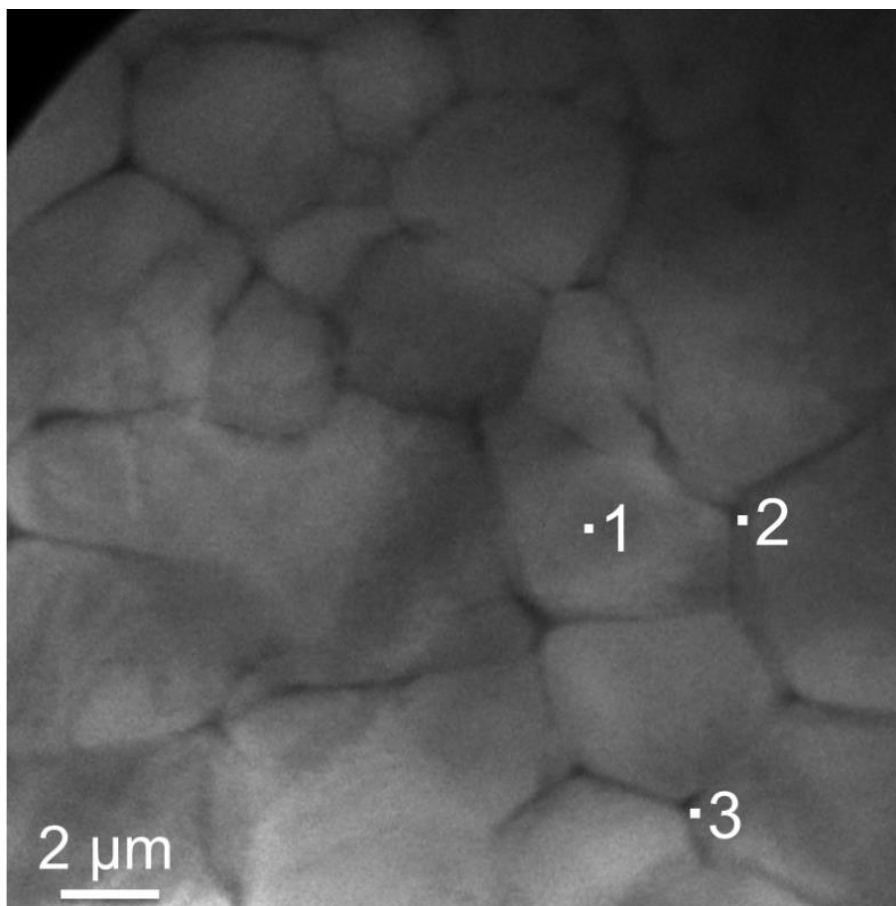


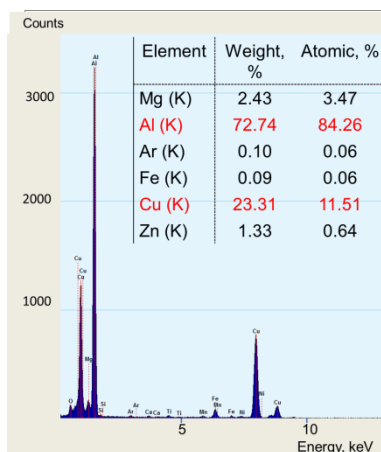
Рисунок 4.5.15 – Экспериментальное ВРЭМ изображение центральной области блока 1 (см. рис.4.5.14) и соответствующий Фурье спектр (а); карта распределения межплоскостного расстояния (111) (б); карта распределения деформации  $\varepsilon_{xx}$  (в).

Анализ химического состава с помощью EDAX показал, что основной объем блоков содержит в основном Al, атомная концентрация которого близка к 100% и незначительное количество меди, менее 1 ат.% (см.рис.4.4.16, зона 1). На границах блоков концентрация алюминия ( $k_{Al}$ ) уменьшается, а концентрация меди ( $k_{Cu}$ ) возрастает, т.е. происходит отток атомов меди из объема блоков к межблочным границам. Важно отметить, что соотношение концентраций Al и Cu на разных границах может быть различным. На рис.4.4.16 в зоне 2  $k_{Al}:k_{Cu}$  относятся, как 7:1, а в зоне 3, как  $\approx 2:1$ . Это факт указывает на различный фазовый состав на этих границах. (Следует отметить, что литий, который входит состав исходного

материала, методом EDAX не обнаруживается в силу малости сигнала характеристического рентгеновского излучения от легких элементов).



а)



б)

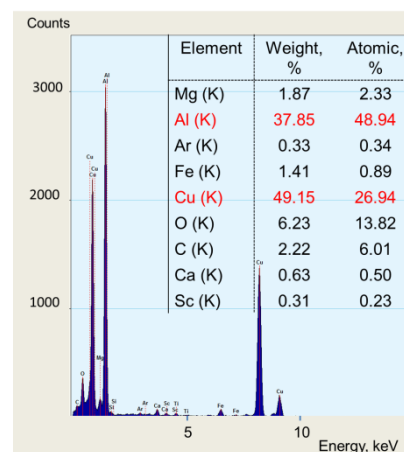


Рисунок 4.5.16 – ПЭМ изображение фрагмента микрокристаллической блочной структуры зоны плавления сварного шва (слева) и EDX спектры из зон, отмеченных цифрами 1, 2 и 3 слева-направо. На вставках к EDX спектрам указаны концентрации наблюдаемых в этих областях химических элементов.

Прямым подтверждением формирования различных кристаллических фаз на межблочных границах являются данные дифракции электронов на просвет (рис.4.5.17). Межплоскостные расстояния и трансляционная симметрии на рис.4.5.17 а соответствуют кристаллической фазе  $T_1(Al_2CuLi)$  (пространственная группа  $R\bar{6}/mmm$  с параметрами решетки «а» = 0.495 нм и «с» = 0.932 нм) [149]. Дифракционные картины на рис.4.5.17 б-г имеют 2-х (б) псевдо-двух (в) и 5-ти кратную симметрию, что полностью соответствует дифракции электронов на икосаэдрической кристаллической решетке. Икосаэдрическая симметрия не является трансляционной симметрией, не ассоциируется ни с одной из пространственных групп и характерна для несоразмерных фаз.

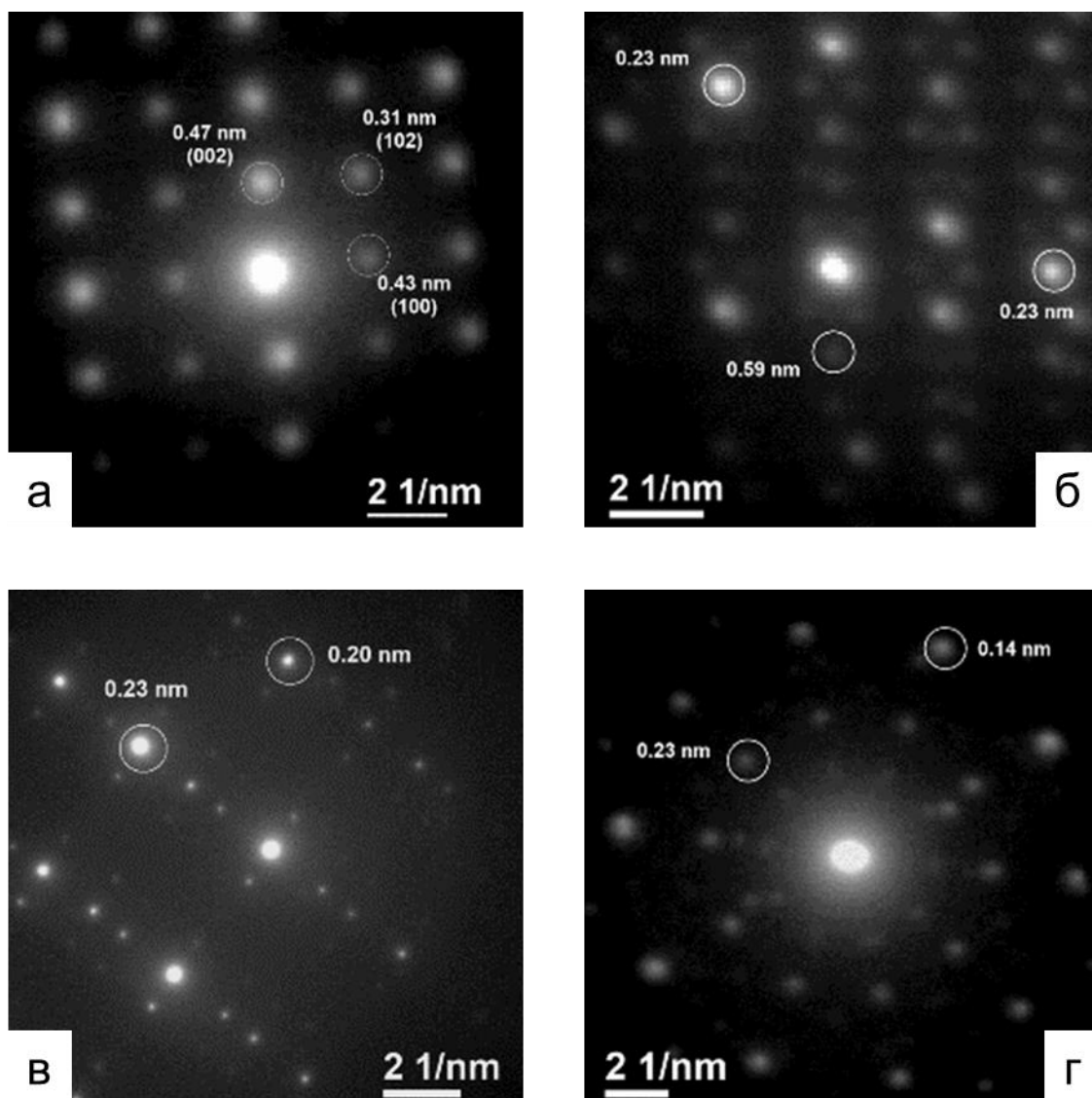




Рисунок 4.5.17 – Картины микродифракции электронов на просвет (SAED) для межблочных границ с разным химическим составом:  $k_{Al}:k_{Cu} \approx 2:1$ (а);  
 $k_{Al}:k_{Cu} \approx 7:1$ (б-г).

На рис.4.5.18 приведены картины дифракции из работы Sasisekharan и др [150] (а) и полученные в данных исследованиях (б, в). Из картин дифракции видно, что кристаллическая решетка содержит пятизвенные фрагменты, характерные для квазикристаллов. Учитывая результаты работ [150–152], а также данные EDAX (рис. 4.5.16) и измеренные на рис. 4.5.16 б-г межплоскостные расстояния можно заключить, что данные соответствуют квазикристаллической фазе  $T_2(Al_6 Cu Li_3)$  [153,154].

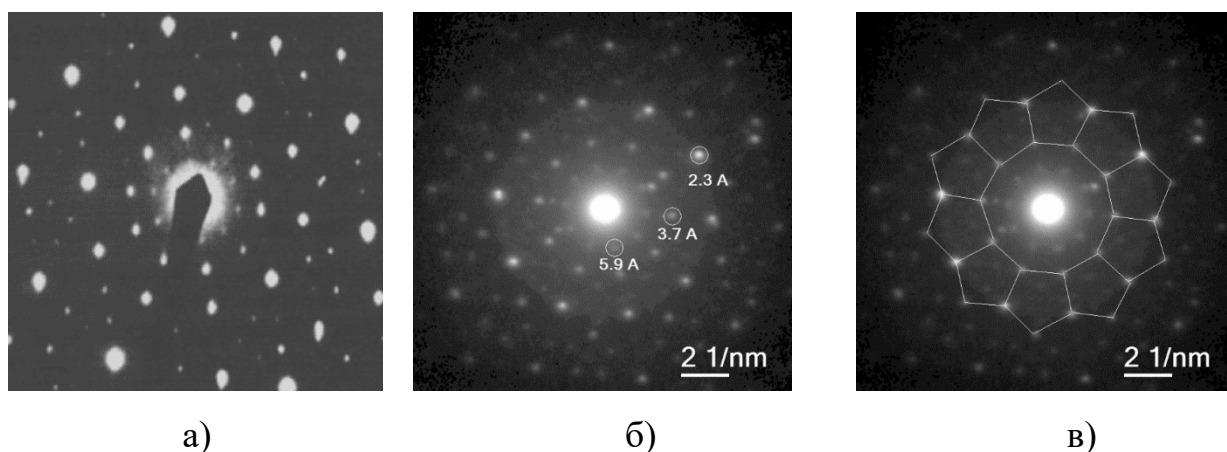


Рисунок 4.5.18 – Картины дифракции от участков, имеющих кристаллическую структуру с осью симметрии 5-ого порядка: (а) -из работы [150],(б,в)– полученные в данной работе.

Анализ атомного строения интерметаллических фаз  $T_1$  и  $T_2$  был выполнен с помощью ВРЭМ. На рис.4.5.19 а приведено ПЭМ изображение фрагмента межблочной границы с высоким содержанием меди ( $k_{Al}:k_{Cu} \approx 2:1$ ). Эта граница содержит кристаллические включения, размер которых достигает десятых долей микрона. На ВРЭМ изображениях (рис. 4.5.19 в, г) тонких участков этих включений, отмеченных белыми окружностями и цифрами 1 и 2, отчетливо визуализируется атомная структура, соответствующая фазе  $T_1(Al_2CuLi)$  с гексагональной кристаллической решеткой. На рис. 4.5.19 в, д показаны соответствующие Фурье спектры. Ось зоны верхнего включения соответствует

направлению [001], которое перпендикулярно базовым плоскостям гексагональной решетки. Ось зоны нижнего включения совпадает с направлением [110], лежащем в базовых плоскостях (001), которые имеют более светлый контраст на рис. 4.5.19 г. Межплоскостные расстояния, измеренные на Фурье спектрах, полностью соответствуют фазе  $T_1$ . Таким образом, можно констатировать, что при рекристаллизации области расплава на межблочных границах с высоким содержанием меди формируются кристаллические включения преимущественно  $T_1(Al_2CuLi)$  различной формы и размеров и с различной кристаллографической ориентацией относительно поверхности сварного шва.

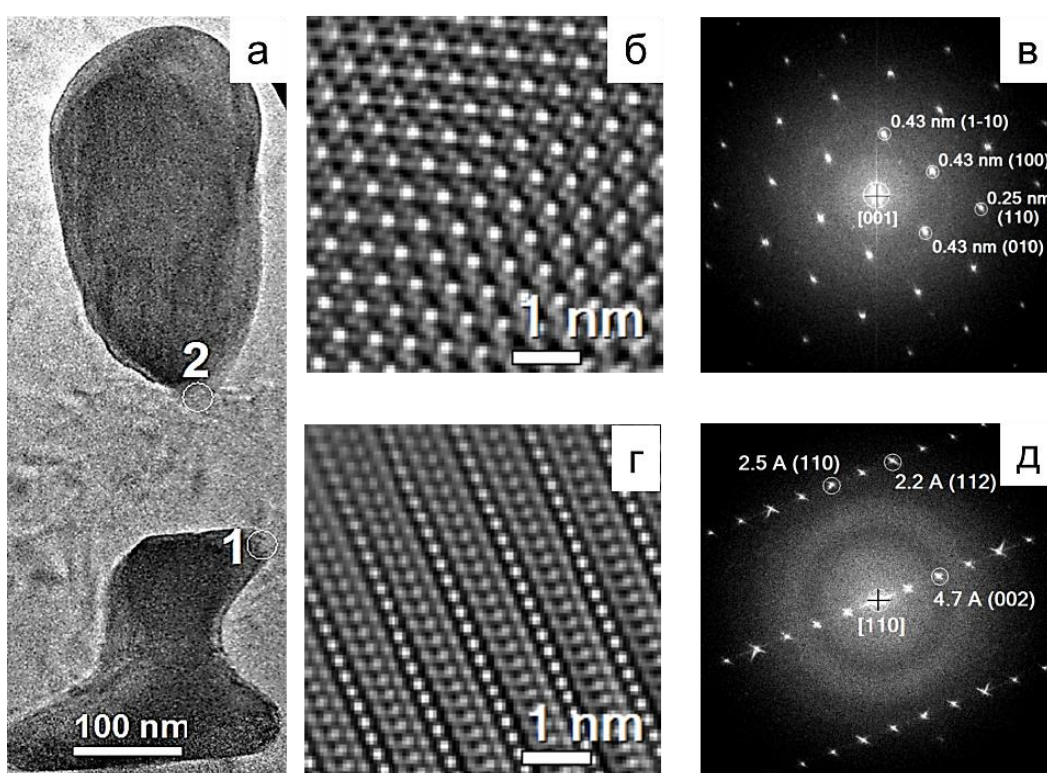


Рисунок 4.5.19 – ПЭМ (а) и ВРЭМ изображения (б, г) кристаллических включений  $Al_2CuLi$  на межблочных границах с высоким содержанием меди ( $k_{Al}:k_{Cu} \approx 2:1$ ). На рисунках «в» и «д» показаны Фурье спектры, соответствующие ВРЭМ изображениям.

Результаты ВРЭМ исследований структуры межблочных границ с меньшим содержанием меди приведены на рис.4.5.20. На рис. 4.5.20а показано ПЭМ изображение фрагмента межблочной границы с низким содержанием меди ( $k_{Al}:k_{Cu} \approx 7:1$ ). Эта граница так же, как и в предыдущем случае, содержит кристаллические

включения, вытянутые в одном направлении. На ВРЭМ изображениях (рис.4.5.20 б, г), полученных на тонких участках этих включений, отмеченных белыми окружностями и цифрами 1 и 2, отчетливо визуализируется атомная структура этих включений, а на рис.4.2.20 в, д показаны соответствующие Фурье спектры. Геометрия этих спектров аналогична микродифракционным картинам на рис. 4.5.17 б,в и характерна для 2-х (рис. 4.5.20 в) и псевдо-двух (рис. 4.5.20 д) осей симметрии в икосаэдрической решетке. Межплоскостные расстояния, измеренные на Фурье спектрах, полностью соответствуют фазе  $T_2$ . Таким образом, данные ВРЭМ подтверждают, что при рекристаллизации области расплава на межблочных границах с низким содержанием меди формируются включения фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$  с икосаэдрической кристаллической решеткой.

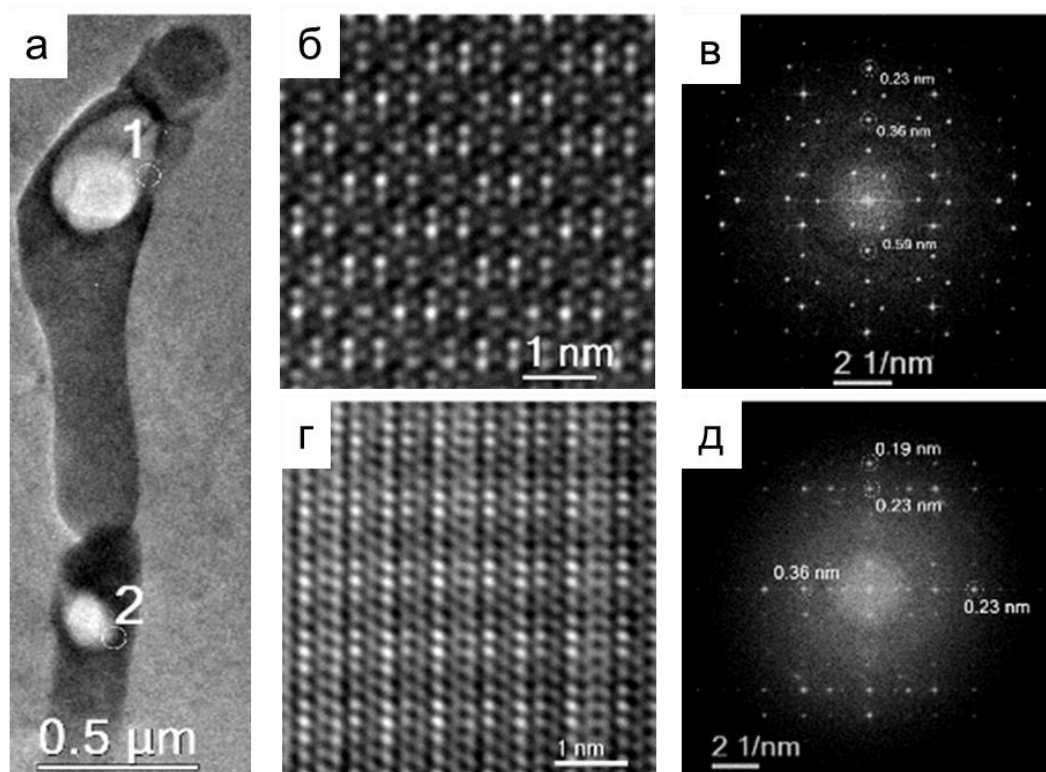
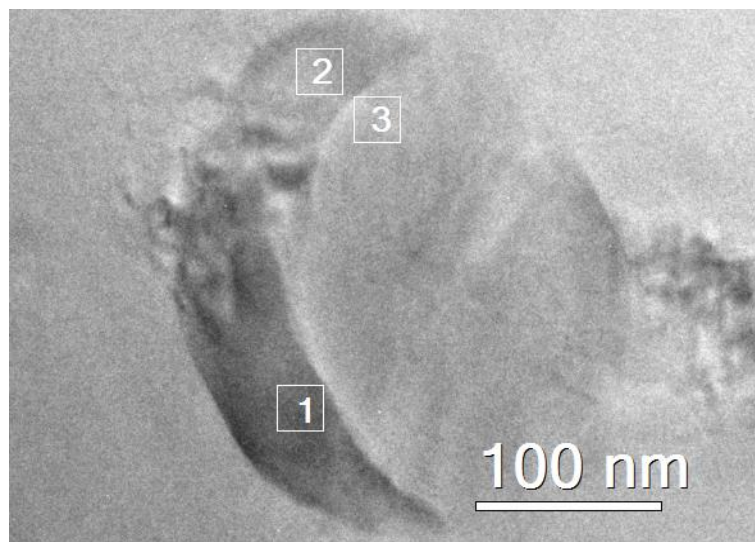


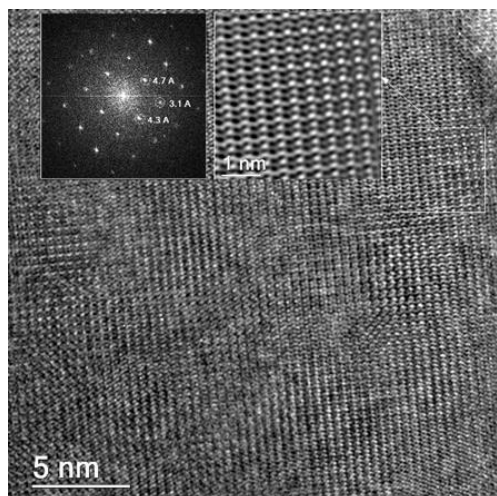
Рисунок 4.5.20 – ПЭМ (а) и ВРЭМ изображения (б,г) кристаллических включений  $Al_6CuLi_3$  с икосаэдрической кристаллической решеткой на межблочных границах с низким содержанием меди ( $k_{Al}:k_{Cu} \approx 7:1$ ). На рисунках «в» и «д» показаны Фурье спектры, соответствующие ВРЭМ изображениям.

В некоторых межзеренных границах зафиксировано присутствие фаз  $T_1$  и  $T_2$  одновременно. Пример такой ситуации показан на рис.4.5.21. Важно отметить, что

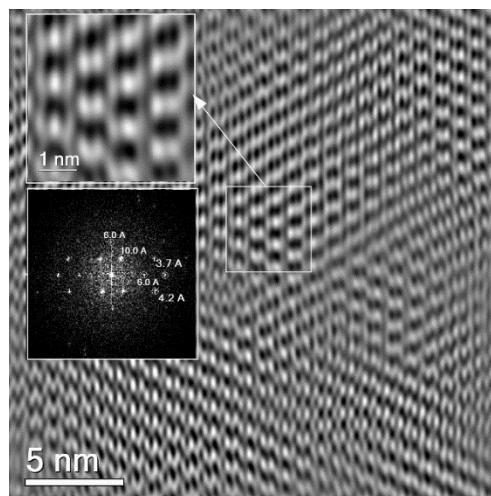
для фазы  $T_1$  наблюдается полное соответствие межплоскостных расстояний справочным данным для соединения  $T_1(Al_2CuLi)$  с гексагональной структурой. Для фазы  $T_2$  характерный мотив на Фурье спектре в виде ромбов, но межплоскостные расстояния примерно в два раза больше. Такое возможно в несоразмерных икосаэдрических структурах.



а)



б)



в)

Рисунок 4.5.21 – ПЭМ изображение.

а) – микроструктура фрагмента межзеренной границы, образованной фазами  $T_1$  и  $T_2$ . б) – ВРЭМ изображения, характерные для участков 1 и 2 (фаза  $T_1$ ).

в) – ВРЭМ изображения, характерные для участка (фаза  $T_2$ ).

В заключение необходимо отметить, что кристаллические решетки Al и фазы  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) одинаковые по симметрии и близки по межплоскостным расстояниям, что не позволило идентифицировать данную фазу с помощью ВРЭМ.

#### **4.6. Лазерные сварные соединения сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li**

Сплав В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li ( $C_{Cu}/C_{Mg} \approx 5.1$  и  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 2.83$ ) первый в России алюминиево-литиевый сплав, который по удельной прочности превосходит существующие алюминиевые деформируемые сплавы и обладает при этом высокими характеристиками коррозионной стойкости, трещиностойкости и усталостной долговечности. Данный сплав является наиболее перспективным алюминиевым сплавом для применения в силовых конструкциях ракетно-космической техники. Основой сплава является фаза  $\alpha$ -Al. С включением следующих фаз в матрице твердого раствора и по границам зерен:  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi),  $\theta'$ (Al<sub>2</sub>Cu), Al<sub>3</sub>(Zr Sc), основной упрочняющей фазой является T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi).

##### **4.6.1 Оптимизация процесса пост термообработки в виде закалки и искусственное старение сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li**

Оптимизация процесса термической обработки (закалка и искусственное старение) сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1469 толщиной 2 мм, производства ФГУП «ВИАМ».

На оптимальных режимах лазерной сварки были получены порядка 300 заготовок сварных соединений размером 55 на 100 мм. Оптимальные режимы сварки для данного вида сплава составили мощность лазерного излучения 3,5 кВт, скорость перемещения лазерного луча 4 м/мин, заглубление фокуса относительно верхней поверхности образца - 3 мм.

После сварки из полученных заготовок изготавливались образцы «гантельной» формы для испытаний на прочность согласно ГОСТ Р ИСО 4136-2009 с помощью операции фрезеровки.

Процедуру закалки проводили при нагреве до температуры 500, 530 и 560 °С, со скоростью нагрева 5 °С/мин и выдержкой в течение 30 мин, с последующим охлаждением в холодной воде. Для каждого режима было испытано минимум по 3



образца. Средний экспериментальный разброс определения предела текучести составил 3,1%, временного сопротивления – 2,3%, предельного относительного удлинения – 10,1% (повышенный разброс последней величины объясняется тем, что, в отличие от временного сопротивления, предела текучести и деформации при достижении временного сопротивления, предельное относительное удлинение зависит от микродефектов поверхности конкретного образца).

В таблице 4.6.1 приведены основные механические характеристики исходного сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li в состоянии поставки и образца со сварным швом, где  $\sigma_B$  – временное сопротивление на растяжение,  $\sigma_{0.2}$  – предел текучести,  $\delta$  – относительное удлинение,  $k_i$  – коэффициент, показывающий отношение исследуемых величин сварного соединения к соответствующим величинам для исходного сплава. Здесь также относительное удлинение усреднялось по измерительной базе 12 мм.

Таблица 4.6.1 – Механические свойства сварного соединения и исходного сплава В-1469.

	$\sigma_B$ , МПа	$k_1$ ,	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$k_2$ ,	$\delta$ , %	$k_3$ ,
сплав	556	-	514	-	10,4	-
Образец со сварным швом	310	0.55	295	0.57	0,7	0.06

На рисунке 4.6.1 приведены типичные зависимости напряжения от деформации для сплава, сварного шва без термообработки и после закалки при различных температурах.

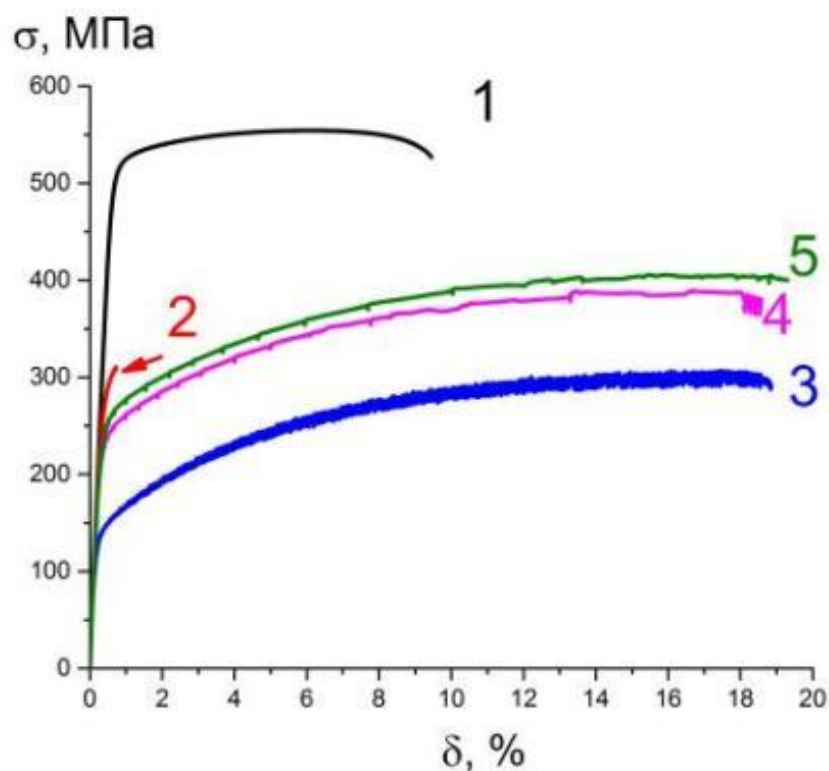


Рисунок 4.6.1 – Зависимость напряжения от деформации для сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. 1 – сплав, 2 – сварной шов, 3 – сварной шов +закалка 500 °С, 4 – сварной шов +закалка 530 °С, 5 – сварной шов +закалка 560 °С. Система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li (B-1469)

В отличие от сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, для сплава B-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li эффект Портевена–Ле Шателье отсутствует (кривая 1). Но для образца со сварным швом, закаленного при температуре выше 500 °С (кривая 3) эффект Портевена–Ле Шателье присутствует и меняет свой характер при увеличении температуры закалки.

На рис. 4.6.2 представлены зависимости изменения средних значений временного сопротивления  $\sigma_b$ , предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , предельного относительного удлинения  $\delta$  для образца со сварным соединением в зависимости от температуры закалки.

Закалка образцов со сварным швом приводит к увеличению временного сопротивления с 310 до 406 МПа ( $\approx 1,29$  раза). Предел текучести имеет меньшее



значение при  $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$  чем для сварного шва без ТО и далее увеличивается с ростом температуры закалки, приближаясь к значениям сварного шва без ТО.

Для установления закономерностей изменения  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  в зависимости от температуры закалки образцов со сварным соединением по сравнению с исходным сплавом и образцом со сварным швом без термообработки, на рис. 4.6.3 представлены данные характеристики в относительных единицах, показывающие отношение полученных значений к соответствующим значениям для исходного сплава в состоянии поставки. Здесь  $k_1$  - отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  - отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения соответственно к характеристикам исходного сплава.

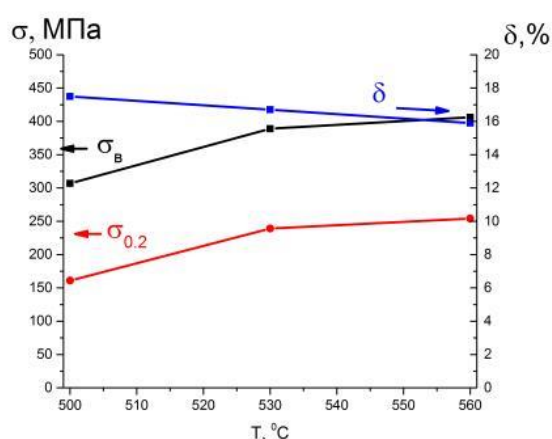


Рисунок 4.6.2 – Зависимость  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  от температуры закалки образцов со сварным соединением.

Система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li  
(В-1469)

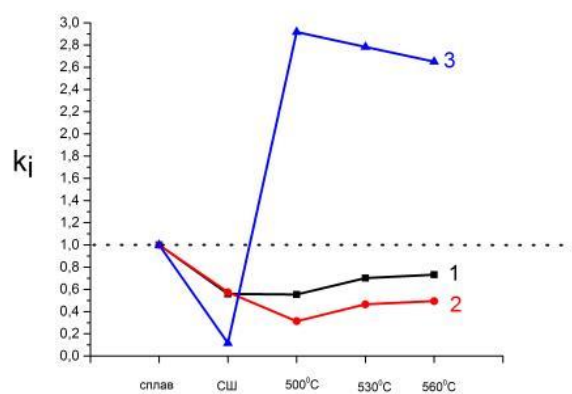


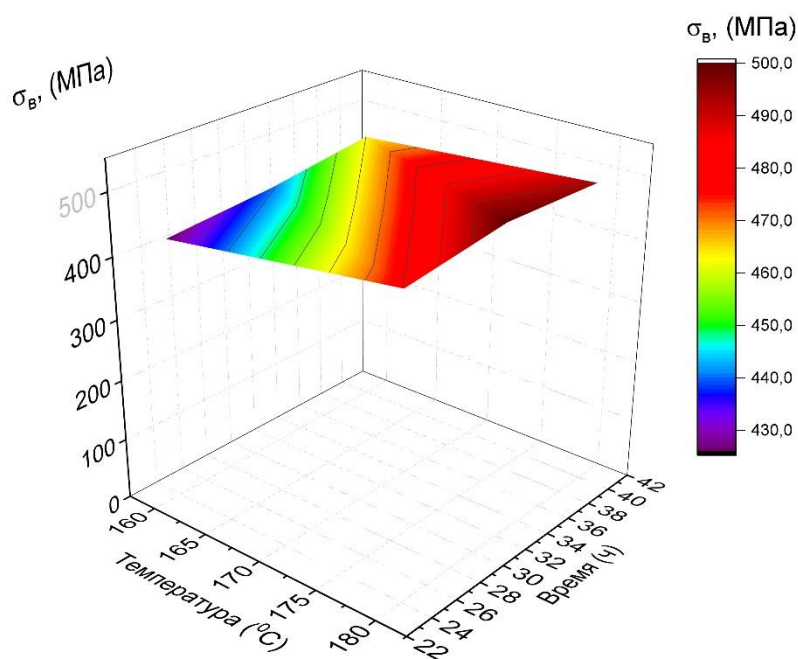
Рисунок 4.6.3 – Зависимость отношений временного сопротивления (1) предела пластичности (2) относительного удлинения (3), сплава и сварного шва без ТО, сварного шва с ТО в виде закалки при различных температурах.

Коэффициенты  $k_1$  и  $k_2$  имеют максимум при температуре закалки  $T=530\text{ }^{\circ}\text{C}$  с выходом на плато при температуре  $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Кривая коэффициента  $k_3$  имеет максимум при температуре закалки  $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$  и далее происходит снижение с ростом температуры. Как видно из рис. 4.6.3, кривые коэффициентов  $k_1$  и  $k_2$  в

зависимости от температуры закалки имеют одинаковый характер поведения. При сравнении со сплавом 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li значение коэффициента  $k_3$  более высокое (см. раздел. 4.4).

Далее приведены данные изменения механических характеристик при температуре закалки 530 °С и 560 °С и различных режимах искусственного старения. Процесс старения проводили при температурах 160 - 180°С, длительность варьировалась в интервале 24-40 часов.

На рисунке 4.6.4 представлены 3D-поверхности временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением сплава В-1469 от температуры и времени искусственного старения после закалки при температуре 530 °С, полученные на основе экспериментальных данных путем аппроксимации в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.



a)

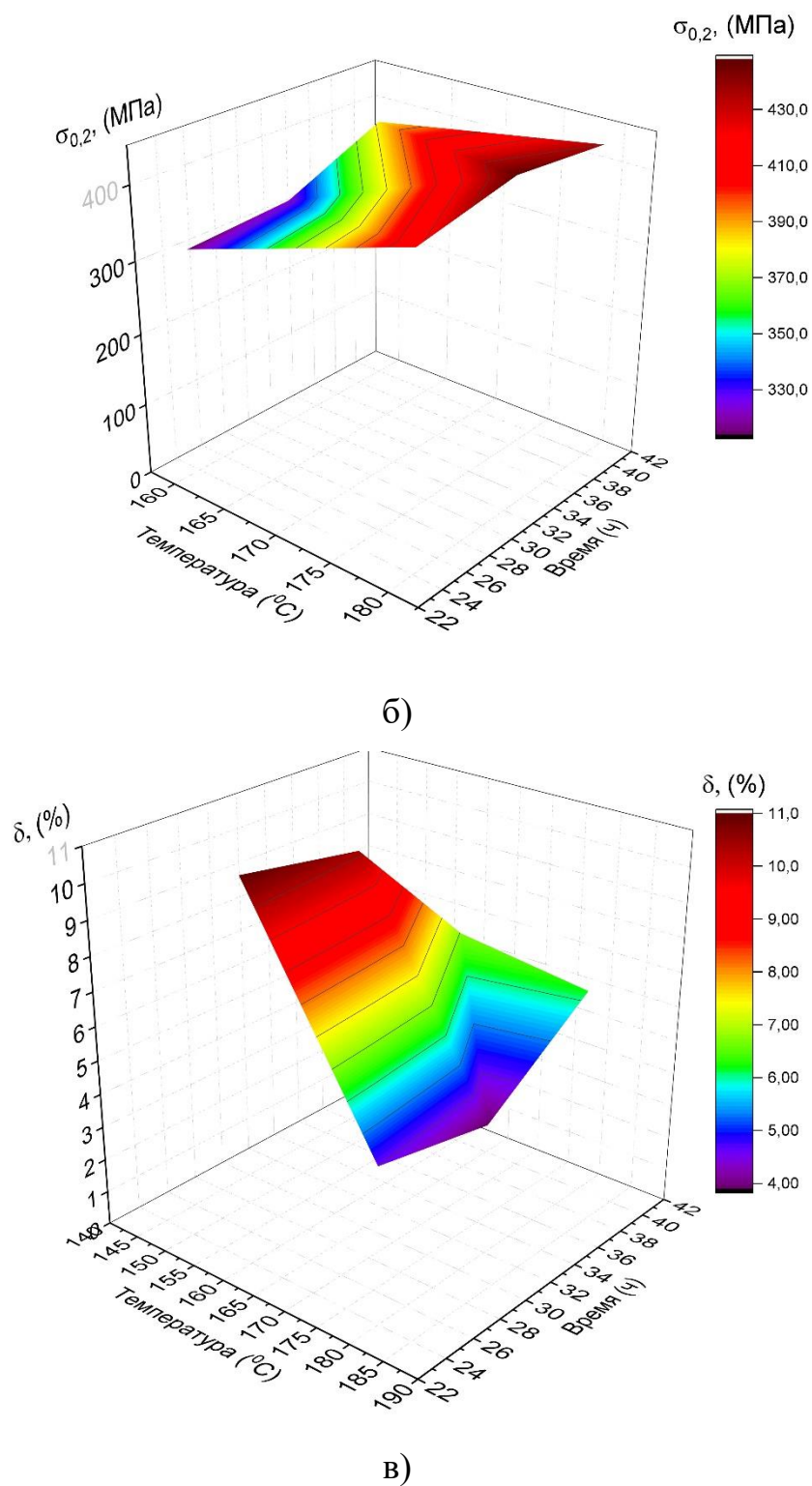


Рисунок 4.6.4 – 3D-поверхности зависимостей  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

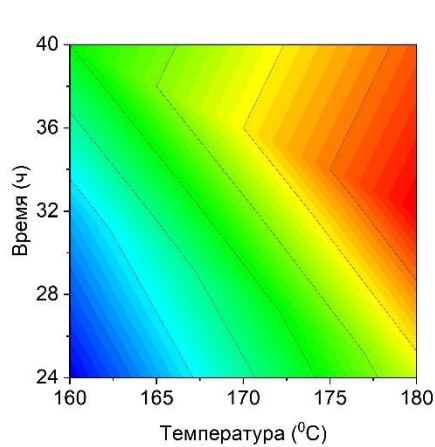
Система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li (B-1469)

Анализируя рисунок 4.6.4, можно установить, что в интервале температуры 175-180 °С и времени 32-36 ч наблюдается явный максимум, при этом максимальные значения временного сопротивления составляют 500-510 МПа, т.е. 91-92% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Наблюдается явный минимум, который достигается при температуре искусственного старения 160 °С и времени выдержки 24-26 часов, где значения составляют 440-450 МПа. На 3D-поверхности предела текучести образцов со сварным соединением наблюдается ярко выраженный максимум при  $T=180$  °С и времени 32-36 часов, при этом значения составляют  $\approx 450$  МПа, т.е. 87% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Минимум предела пластичности достигается при  $T=160$  °С и времени 24-26 часов, при этом значения составляют менее 330 МПа. На 3D-поверхности предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением минимум достигается при  $T=180$  °С и времени 32-36 часа, при этом значения составляют 4,9-6,2 %, т.е. 47-60% от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Максимум относительного удлинения достигается при  $T=160$  °С и времени 24-26 часов, при этом значения составляют 10-11 %, что равно значению для исходного сплава в состоянии поставки.

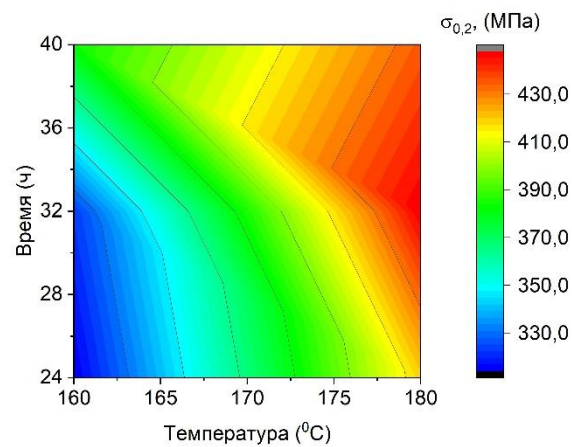
Области максимума временного сопротивления и предела текучести в зависимости от температурно-временных характеристик искусственного старения лежат приблизительно в одинаковом диапазоне температуры и времени. При этом в областях максимума временного сопротивления и текучести наблюдается зона падения предельного относительного удлинения (минимум) и наоборот – в областях минимума временного сопротивления и текучести относительное удлинение максимальное. Сравнивая значения механических характеристик образцов со сварными соединениями сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li и сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, можно установить, что максимальные показатели временного сопротивления и текучести для сплава В-1469 достигаются при более длительных временах старения и меньших температурах. Диапазоны

получения максимальных показателей предельного относительного удлинения различны.

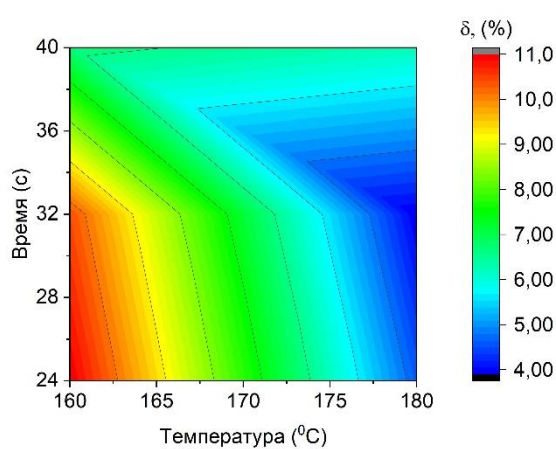
По результатам экспериментальных исследований построены 3D-карты механических свойств (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения) в зависимости от температуры и времени старения (аппроксимация с помощью метода наименьших квадратов) приведенные на рис. 4.6.5 после закалки при температуре 530 °С. Координата z временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения для удобства восприятия данных вынесена вправо в виде цветовой шкалы. На картах наблюдаются области максимума, топографический хребет, и минимума, топографическая впадина. Для значений временного сопротивления и текучести диапазоны температуры и времени топографического хребта и впадины совпадают. Для относительного удлинения топографическая впадина лежит в области больших температур, чем диапазон топографического хребта для предела текучести и временного сопротивления и наоборот диапазон топографического хребта лежит в области меньших температур диапазона топографической впадины для временного сопротивления и текучести.



а)



б)



в)

Рисунок 4.6.5. –Механические  
3D-карты  $\sigma_B$ (а),  $\sigma_{0.2}$  (б),  $\delta$  (в)  
образцов со сварным  
соединением.  
Система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li  
(В-1469)

На рисунке 4.6.7 показаны зависимости напряжения от деформации для сплава и образцов со сварным соединением при температуре закалки 530 °С и 560 °С с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа.

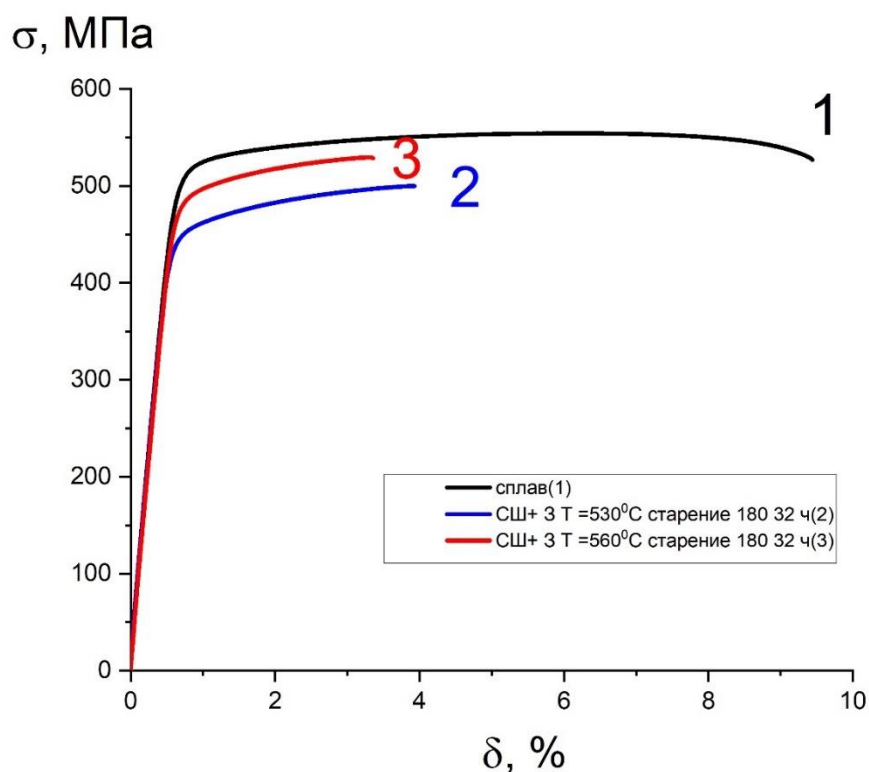


Рисунок 4.6.7 – Зависимость напряжения от деформации для сплава и образцов со сварным соединением в отсутствии закалки и при различных температурах закалки. 1 – сплав, 2 – сварной шов закалка 530 °С, искусственное старение 180 °С с выдержкой 32 часа. 3 – сварной шов закалка 560 °С, искусственное старение 180 °С с выдержкой 32 часа.

#### Система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li (B-1469)

Для сварных соединений сплава B-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li механические характеристики при закалке 530°C с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа составляет следующие значения  $\sigma_B=500$  МПа,  $\sigma_{0,2}=450$  МПа и  $\delta=3,9$  %.

При температуре закалки 560°C с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа  $\sigma_B=530$  МПа,  $\sigma_{0,2}=485$  МПа и  $\delta=3,9$  %.

Эффективность упрочнения в процессе старения зависит от температуры закалки. Так увеличение температуры закалки с 530 до 560 °С приводит к дополнительному приросту  $\sigma_B$  на величину 32 МПа при одинаковых режимах



искусственного старения. Увеличение  $\sigma_b$  в процессе закалки с ростом температуры с 530 до 560 °С всего на 16 МПа. Таким образом, оптимальная температура закалки для сплава В-1469 системы Al-Cu-Li оказалась равной 560 °С. При этом временная сопротивлению  $\sigma_b$  после старения достигла уровня 530 МПа, т.е. отношение к временному сопротивлению исходного сплава составило 0.95.

#### 4.6.2 Структурно-фазовый анализ лазерных сварных соединений без и после оптимальной термообработки.

##### Растровая электронная микроскопия

На рисунке 4.6.8 и 4.6.9 представлено РЭМ изображение сплава и зоны плавления без ТО, после закалки при 560 °С с охлаждением в воде и после закалки с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа при увеличении 4 000<sup>x</sup> и 100 000<sup>x</sup>.

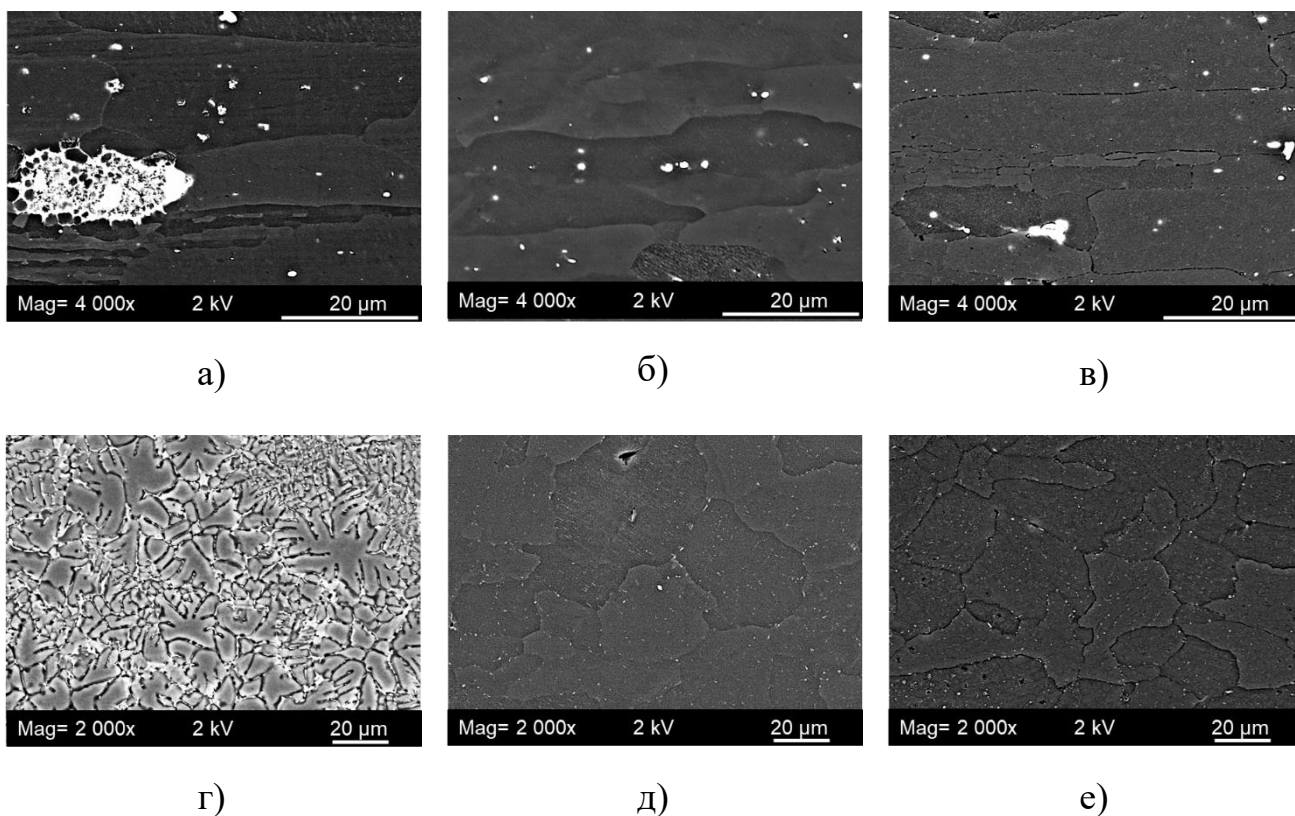
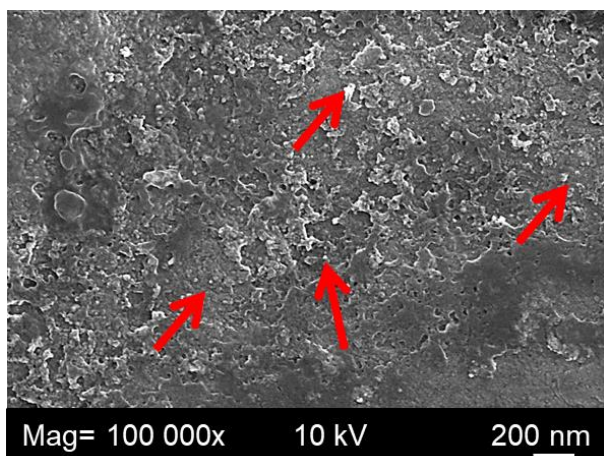
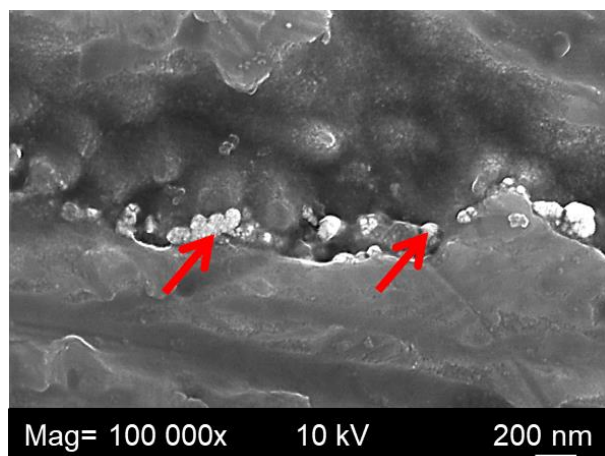


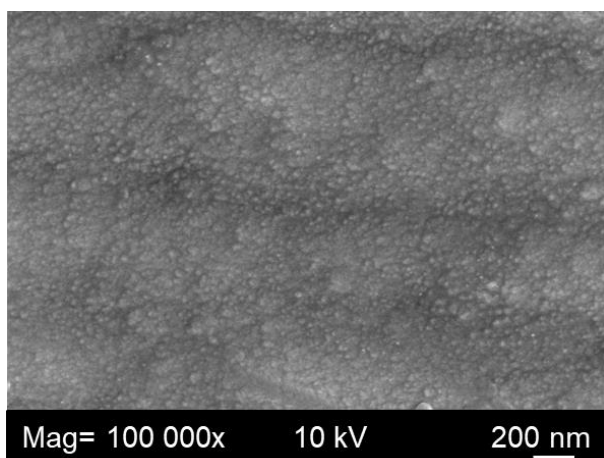
Рисунок 4.6.8 – РЭМ изображение микроструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение 5 000<sup>x</sup>



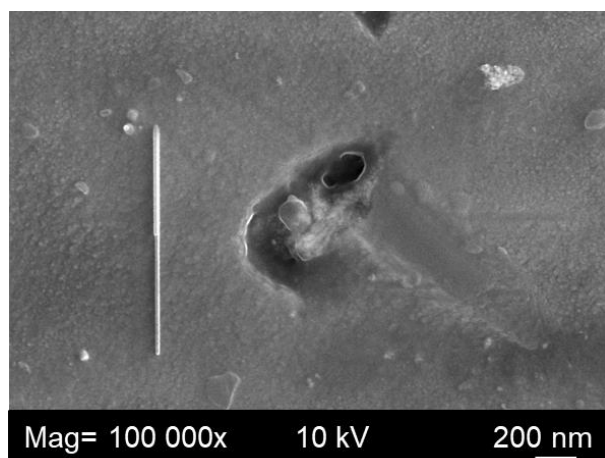
а)



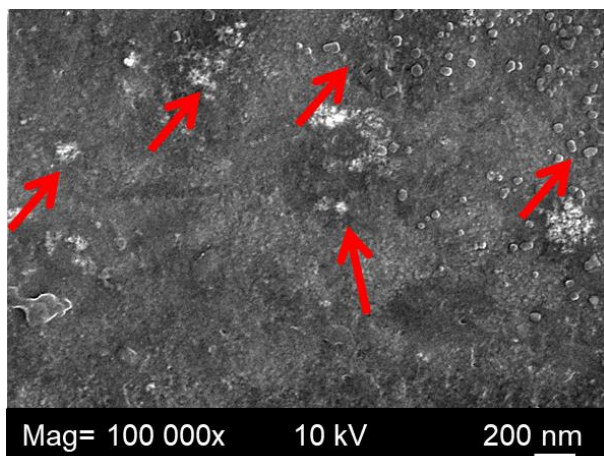
г)



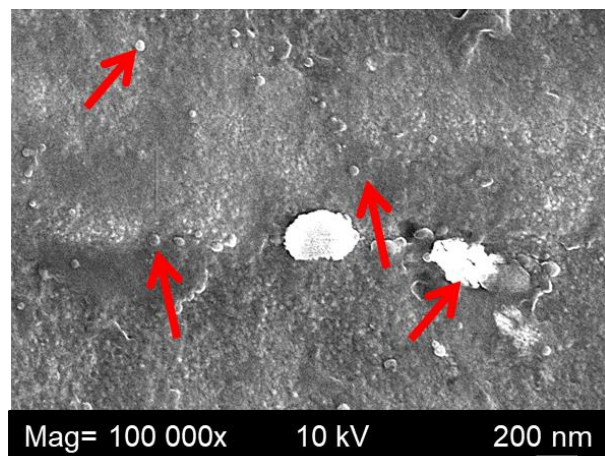
б)



д)



в)



е)

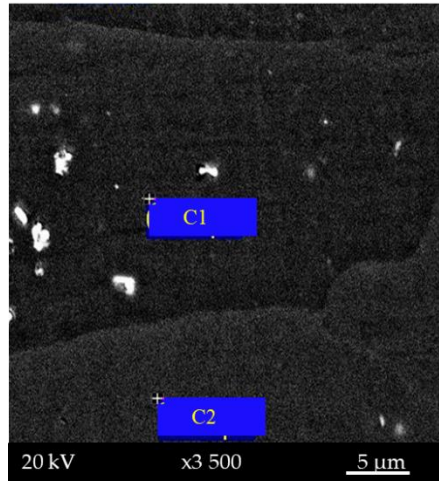
Рисунок 4.6.9 – РЭМ изображение микроструктуры сплава (а, б, в) и сварного шва (г, д, е) без термообработки и с термообработкой. Увеличение 100 000<sup>x</sup>  
 Как видно из рисунка 4.6.8 а, исходный сплав имеет типичную рекристаллизованную структуру, дендритная структура не выражена. В твердом

растворе сплава наблюдаются мелкие порядка 20-40 нм светлые частицы, обозначенные красными стрелочками. Микроструктура сварного шва принципиально отличается от основного сплава. В процессе лазерной сварки в сварочной ванне произошло полное разрушение исходной структуры материала и при кристаллизации сформировалась дендритная структура (см.рис.4.6.8 г). Частицы различных фаз в виде агломератов располагаются преимущественно по границам дендритных зерен (см.рис.4.6.9 г). На границе дендритов расположены множество мелких светлых частиц размером 60-150 нм.

После закалки структура сплава практически не изменяется в отличие от кардинального изменения структуры сварного шва. В сварном шве дендритная структуры исчезает наблюдается гомогенизация твердого раствора (см.рис.4.6.8 д.).

После оптимального искусственного старения микроструктура сплава и сварного шва становится близка (см.рис.4.6.8 в, е). На нано уровне в твердом растворе как сплава, так и сварного шва наблюдается формирование светлого цвета размером 40-60 нм.

Измерение химического состава исходного сплава показывает наличие основных легирующих элементов (см. рис. 4.6.10 а). В результате воздействия лазерного излучения в сварном шве на границе дендрита происходит увеличение концентрации меди 6.51 % по весу и уменьшение ее в твердом растворе до 0.84 % по весу (см. рис. 4.6.10 б). После процедуры закалки, EDX анализ показывает восстановление концентрации легирующих элементов в твердом растворе сварного шва до значений исходного сплава (см. рис. 4.6.10 в).



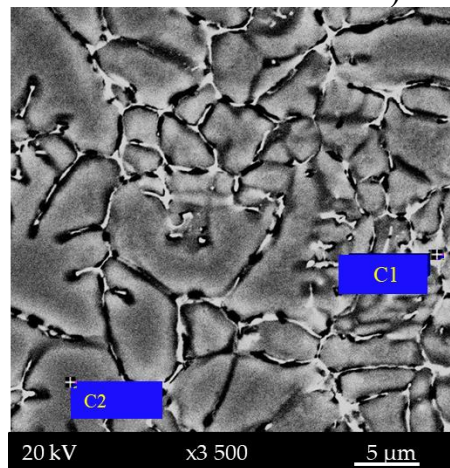
### Спектр 1

Элемент	вес, %
Mg	0.20
Al	95.79
Sc	0.12
Mn	0.13
Cu	3.42
Ag	0.35
Итого	100.00

### Спектр 2

Элемент	вес, %
Mg	0.23
Al	95.81
Sc	0.18
Mn	0.09
Cu	3.28
Ag	0.42
Итого	100.00

а)

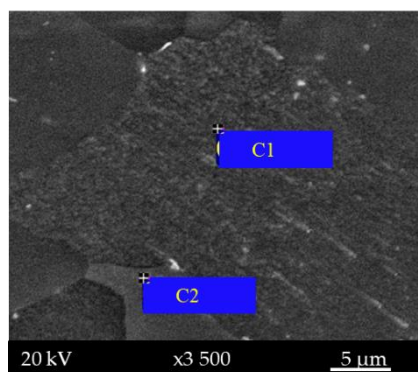


Элемент	вес, %
Mg	0.37
Al	91.51
Sc	0.16
Mn	0.16
Cu	6.51
Ag	1.29
Итого	100.00

### Спектр 2

Элемент	вес, %
Al	99.08
Mn	0.09
Cu	0.84
Итого	100.00

б)



### Спектр 1

Элемент	вес, %
Mg	0.21
Al	96.02
Sc	0.15
Cu	3.62
Итого	100.00

### Спектр 2

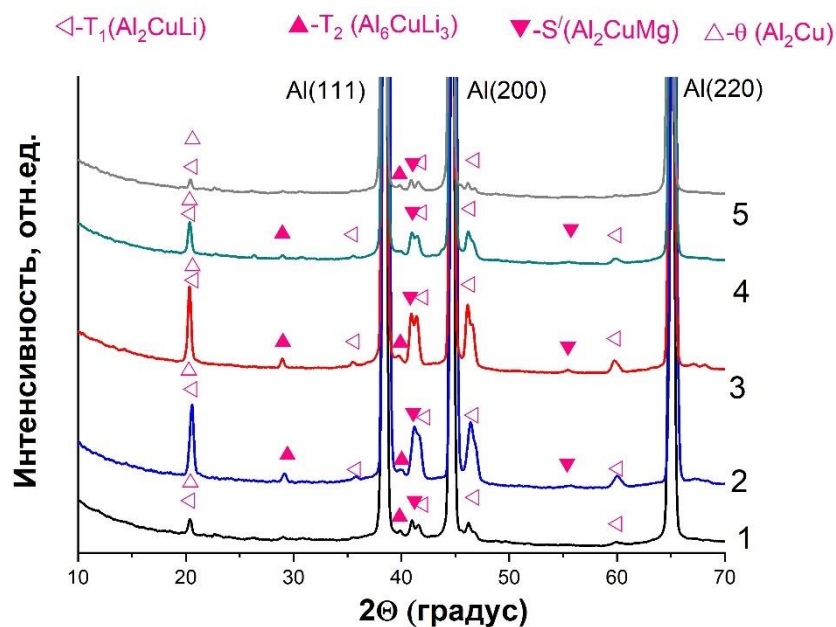
Элемент	вес, %
Mg	0.21
Al	96.09
Sc	0.15
Mn	0.11
Cu	3.44
Итого	100.00

в)

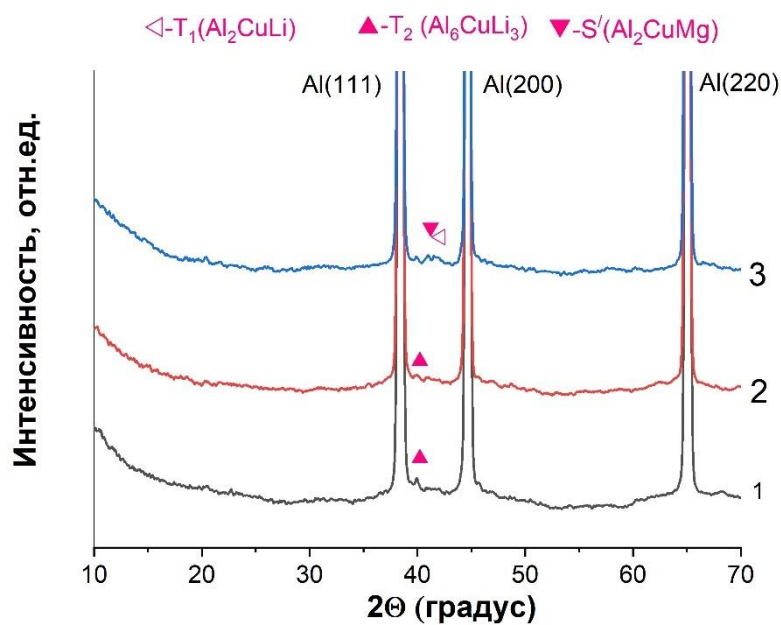
Рисунок 4.6.10 – РЭМ изображение микроструктуры и места измерений элементного состава: а) сплав, б) сварной шов, в) - сварной шов после закалки



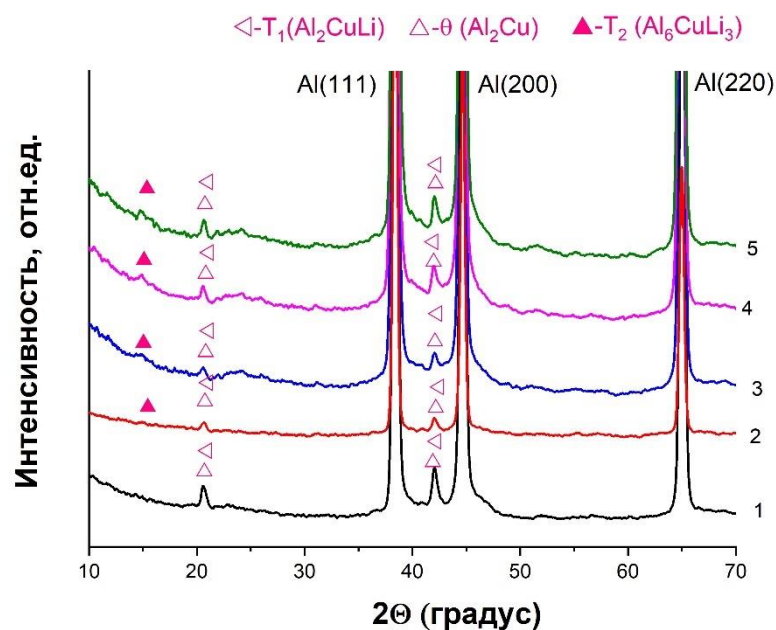
На рисунке 4.6.11 приведены дифрактограммы исходного сплава и зоны плавления лазерного сварного шва без ТО и после оптимального ТО, полученные с помощью синхротронного излучения в геометрии на просвет. Малая площадь пучка (100x400 мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала.



а)



б)



в)

Рисунок 4.6.10 – Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением без ТО (а), образца со сварным соединением после закалки (б) и образца со сварным соединением после закалки и искусственного старения (в).

1,5- сплав, 2,4 - ЗТВ, 3-ЗП

Видно, что основной сплава является фаза  $\alpha$ -Al с кубической структурой  $Fm\bar{3}m$ . На дифрактограмме, кроме интенсивных рефлексов фазы Al присутствуют также дополнительные рефлексы на двойных углах 20,59, 42,09 48,78 фазы  $T_1(Al_2CuLi)$ , фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$  на углах 28,77, 39,85, фазы  $\theta (Al_2Cu)$  на угле 20,69 фазы  $S'(Al_2CuMg)$ , 40,93 и 55,36.

Из рисунка 4.6.10 а видно, что в отсутствии ТО наиболее интенсивные рефлексы регистрируются в области углов 20 градусов. Впервые экспериментально показано, что закалка при температуре 560 С<sup>0</sup> приводит к практически к полному растворению примесных фаз (рис. 4.6.10 б) и формированию твердого раствора с пересыщенной концентрацией легирующих элементов. Закалка при температуре 560 С<sup>0</sup> и старение такого пересыщенного раствора при температуре 180 С<sup>0</sup> в течении 32 часов (оптимальное ТО) приводит к формированию широкого спектра рефлексов фаз, которые сливаются на угле 20 и 42 градусов ( см. рис.4.6.10 в). Необходимо отметить, что угловая ширина рефлекса в области углов 20-21

градусов на полувысоте составляет порядка 0.5 градуса, тогда как угловое расстояние между фазами  $T_1(Al_2CuLi)$ , и  $\theta(Al_2Cu)$ , равно 0.1 градуса.

На рис.4.6.11 представлены рефлексы данных фаз с высоким временным разрешением в области углов 20-21 и 42-43 градуса, что позволяет более детально идентифицировать фазы до и после оптимальной термообработки для сплава и сварного шва. Впервые показано, что сплав и сварной шов без ТО содержит рефлекс с максимумом в области фазы  $T_1(Al_2CuLi)$ . Наличие фазы  $\theta'(Al_2Cu)$ , исключить нельзя, однако ее амплитуда значительно меньше. Закалка и последующее старение при оптимальном ТО приводит к формированию рефлекса с максимумом, сдвинутым в большие углы в область фазы  $\theta'(Al_2Cu)$ . Наличие фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  также исключить нельзя, однако ее амплитуда становится значительно меньше.

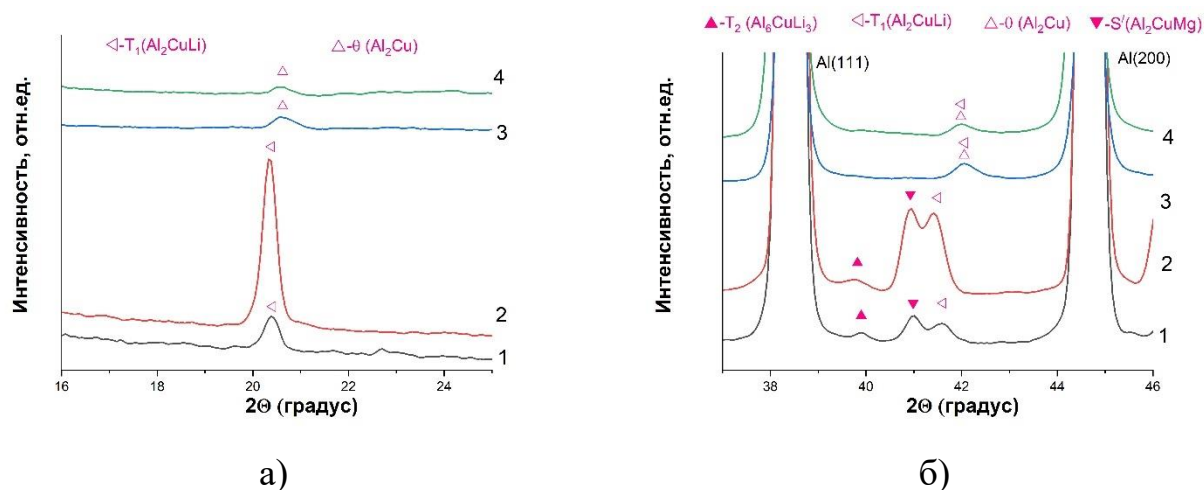


Рисунок 4.6.11 – Рентгенограммы (на просвет) сплава (1) и сварного шва без ТО (2) и после оптимальной закалки и искусственного старения старения сплава (3) и сварного шва (4).

а) область углов  $20-21^{\circ}$  б) область углов  $40-42^{\circ}$

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава В-1469 системы  $Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li$  после термической обработки достигнуты механические характеристики сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Достигнуты следующие значения временного сопротивления  $\sigma_B=530$  МПа, предела текучести  $\sigma_{0.2}=485$  МПа и относительного удлинение  $\delta 3,9\%$ , что



составлет приблизительно 95 %, 94% и 34 % от значений исходного сплава соответственно.

#### 4.7 Выводы по главе 4

Для сварных соединений сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 500 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 190 °С с выдержкой 8 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=428$  МПа,  $\sigma_{0,2}=302$  МПа и  $\delta=19,6\%$ .

Для сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=450$  МПа,  $\sigma_{0,2}=370$  МПа и  $\delta=3,8\%$ .

Для сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких к основному сплаву, составили закалку при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 175 °С с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=503$  МПа,  $\sigma_{0,2}=359$  МПа и  $\delta=6,6\%$ .

Для сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 200 °С с выдержкой 24 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=431$  МПа,  $\sigma_{0,2}=356$  МПа и  $\delta=9,2\%$ .

Для сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений

основного сплава, составили закалку при температуре 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=510$  МПа,  $\sigma_{0,2}=440$  МПа и  $\delta=8,7\%$ .

Для сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 560 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=530$  МПа,  $\sigma_{0,2}=485$  МПа и  $\delta=3,9\%$ .

Результаты исследований, представленные в главе 4, отражены в публикациях [155–162].

## **Глава 5. Малоцикловых испытаний термообработанных сварных соединений на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при температурах -60, +20, +85 °С.**

Испытания проводились при значениях температуры  $T_{test} = -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$ , где нижняя граница соответствует полету на большой высоте или условиям крайнего Севера, а верхняя является предельной температурой, при которой еще не происходит необратимых изменений фазовой структуры.

Было проведено испытание образцов со сварным соединением сплава В-1461, 1441 и 1420 без ТО и после оптимального ТО. Также проводились испытания на многократное нагружение при температуре 20°С для самих сплавов.

Образцы сварным соединением сплава В-1461 были подвергнуты термической обработке закалке (выдержка при 530°С в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде) и искусственное старение (выдержка при 170°С в течение 32 часов). Он позволяет достичь временного сопротивления и пластичности, близких к характеристикам исходного сплава и значения относительного удлинения при разрыве, превышающего соответствующий параметр исходного сплава.

Испытания сплава 1441 также проводились на образцах, которые после изготовления были подвергнуты термической обработке в полученном ранее оптимальном режиме (выдержка при 530°С в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде) и искусственное старение (выдержка при 200°С в течение 24 часов).

Сваренные образцы сплава 1420 подвергались оптимальной двухступенчатой термообработке в виде закалки (выдержка при температуре 490 °С в течение 30 минут с последующим охлаждением в воде) и искусственного старения при температуре 120 °С в течение 8 часов. Данный режим обеспечивает относительное удлинение согласно диаграммам механических характеристик максимально приближенное к основному сплаву 50% при этом временное сопротивление и предел пластичности образцов со сварным соединением равным основному сплаву (см. раздел 4.2).

Испытания проводились на универсальной электромеханической машине для испытания материалов Zwick/Roell Z100 в термокамере, где образцы после стабилизации температуры тяг и захватов испытываются при постоянной температуре. Нагрев осуществляется с помощью ТЭНа, отгороженного от рабочего пространства, охлаждение – с помощью испарения жидкого азота. Стабильность температуры достигается за счет конвекции. Записывались нагрузка, время и относительное удлинение, которое определялось экстензометром с измерительной базой 15 мм. Испытания проводились с целью оценить влияние температуры на разрушение сварных соединений при многократном нагружении.

После разрушения образцов исследовалась морфология их изломов на сканирующем электронном микроскопе EVO MA 15.

Малоцикловое нагружение осуществлялось в пульсирующем режиме (рис.5.1). Минимальное значение напряжения в одном цикле составляло  $\sigma_{\min} = 50$  МПа. Оно было выбрано, чтобы избежать осцилляций вблизи нуля.

В качестве максимального значения нагрузки в цикле  $\sigma_{\max}$  для каждого образца использовалось значение нагрузки, достигаемой при заданном относительном удлинении. Схема нагружения приведена на рис. 5.1.

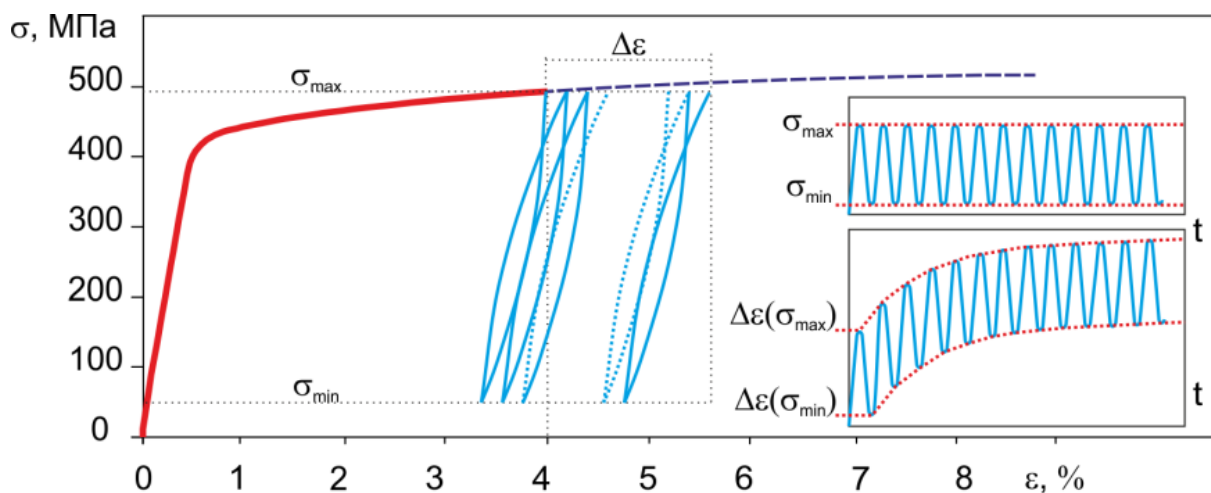


Рисунок 5.1 – Схема циклического нагружения.

При испытаниях записывались диаграммы нагрузки, времени и деформации по базе контактного экстензометра, щупы которого вводятся в камеру. База измерения составляла 15 мм.

### 5.1.1 Исследование лазерных сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li

Малоцикловые испытания термообработанных сварных соединений при различных амплитудах нагрузки и температурах  $-60$ ,  $+20$ ,  $+85$  °C были проведены для сплава 1420 и его сварных соединений без термообработки и после оптимальной термообработки.

Пластины с лазерными сварными швами без внешних дефектов были получены при следующем режиме сварки: мощность лазера 2,7 кВт, скорость сварки 4 м/мин, заглубление фокуса вглубь материала -3 мм.

Малоцикловое нагружение осуществлялось в пульсирующем режиме. Минимальное значение нагрузки в цикле  $\sigma_{\min}=50$  МПа было выбрано таким образом, чтобы избежать люфтов вблизи нуля. В качестве максимального значения нагрузки в цикле  $\sigma_{\max}$  для каждого образца использовалось значение нагрузки, достигаемой при заданном относительном удлинении. При температуре испытаний  $T_{test}=20$  °C значения предварительной деформации составляли 2, 3, 4, 5% (соответственно  $\sigma_{\max}\approx 315, 340, 365$  и  $370$  МПа). Разные значения предварительной деформации использовались в процессе подбора режима, обеспечивающего разрушение в течение нескольких тысяч циклов нагружения, что является необходимым условием для проведения последующих испытаний в термокамере с парами жидкого азота. При  $T_{test}=85$  °C значения предварительной деформации составляли 2 и 4% (соответственно  $\sigma_{\max}\approx 350, 394$  МПа). При  $T_{test}=-60$  °C значение предварительной деформации составляло 4% ( $\sigma_{\max}\approx 384$  МПа). При циклическом нагружении фиксировалась дополнительная деформация  $\Delta\varepsilon$ , получаемая образцом после первоначального растяжения на заданную величину.

На рисунке 5.1.1 представлены графики для циклического нагружения сварных швов без термообработки сплава 1420, в зависимости от количества циклов для всех исследуемых температур. Нагружение проводилось последовательными сериями по 500 циклов. Нижнее значение напряжения в цикле

равно 50 МПа, верхнее значение постоянно в пределах одной серии (его значения приведены сверху).

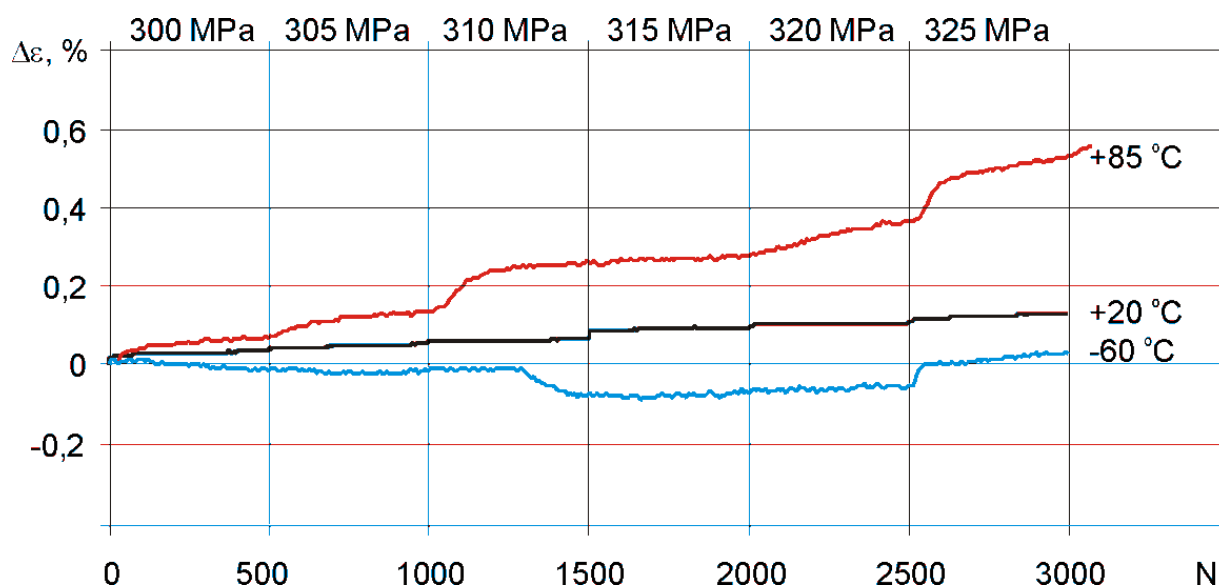


Рисунок 5.1.1 – Зависимости приращения деформации от количества циклов нагружения при нестационарном малоцикловом нагружении для всех температур.

#### Сплав 1420

У сплава 1420 при  $T_{test} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  скорость роста деформации при изменении амплитуды нагрузки сохраняется, за исключением начальных циклов каждой серии. При  $T_{test} = 85 \text{ }^{\circ}\text{C}$  увеличение амплитуды нагрузки приводит к появлению существенной нелинейности зависимости приращения деформации от числа циклов, причем возрастание скорости приращения деформации происходит не в момент увеличения амплитуды нагрузки, а с запаздыванием, которое может составлять несколько десятков циклов нагружения. При  $T_{test} = -60 \text{ }^{\circ}\text{C}$  материал ведет себя как циклически упрочняющийся (см.рис.5.1.1) вплоть до нагрузок, составляющих 0,92 временного сопротивления. Несмотря на неоднородность поведения сварных соединений без термообработки при малоцикловом нагружении, определяемую, по всей видимости, различиями структуры сварного шва, можно отметить изменения общего характера прироста деформации при циклическом нагружении от температуры. При  $T_{test} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит равномерное приращение деформации и увеличение амплитуды деформации при увеличении амплитуды напряжения. При  $T_{test} = 85 \text{ }^{\circ}\text{C}$  амплитуда деформации не

меняется с увеличением амплитуды напряжения, ее значение составляет 0,55-0,5 от амплитуды деформации при +20 °С. Приращение деформации при +85 °С становится более неоднородным и его итоговое значение, в пять раз выше. При температуре  $T_{test} = -60$  °С появляется стадии циклического упрочнения.

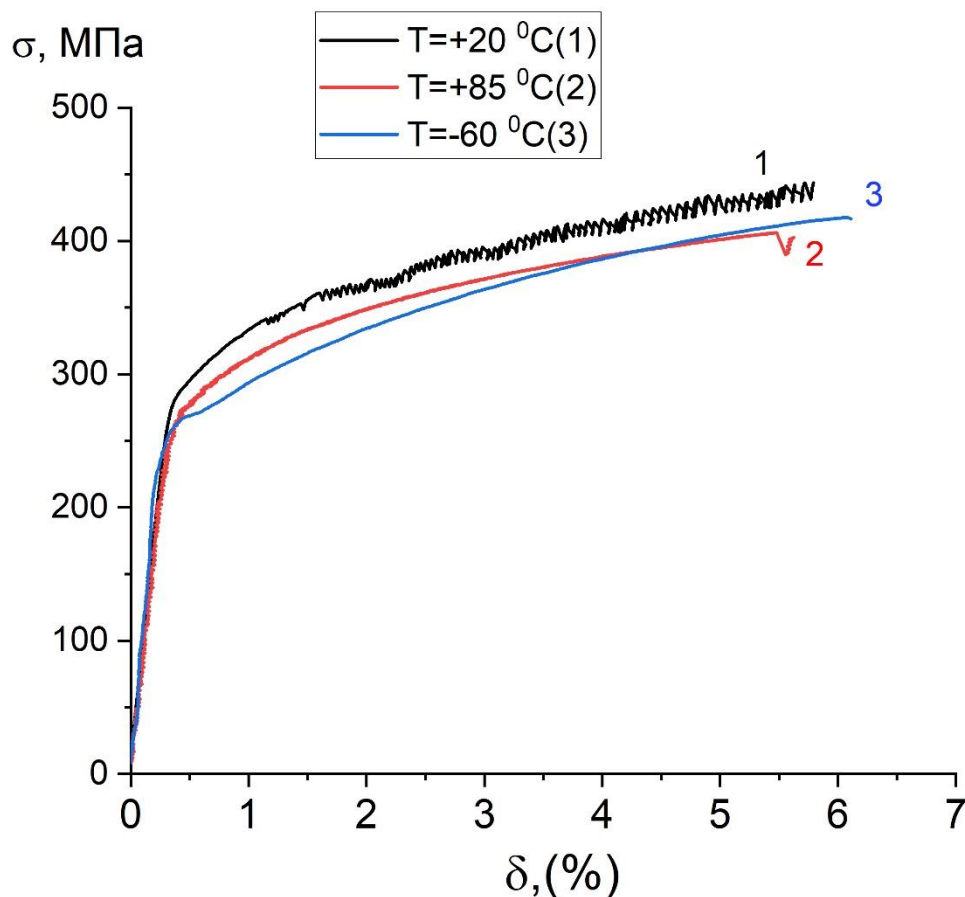


Рисунок 5.1.2 – Зависимость напряжения от деформации сварных соединений сплава 1420 при различных температурах испытаний.

1-  $T_{test} = 20$  °С, 2-  $T_{test} = 85$  °С, 3-  $T_{test} = -60$  °С.

Сварному шву сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью), после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоит из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов. Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа.



Интересно отметить, что при температуре испытаний  $T_{test} = 85\text{ °C}$  и  $-60\text{ °C}$  эффект Портевена–Ле Шателье отсутствует.

На рисунке 5.1.3 приведены зависимости дополнительной деформации  $\Delta\varepsilon$  образца со сварным соединением, полученным при оптимальной термообработке при нагрузке  $\sigma_{max}$  от количества циклов нагружения  $N$  для различных значений температуры. Аналогичные зависимости для значения нагрузки  $\sigma_{min}$  имели такой же вид, амплитуда деформации в процессе нагружения не менялась.

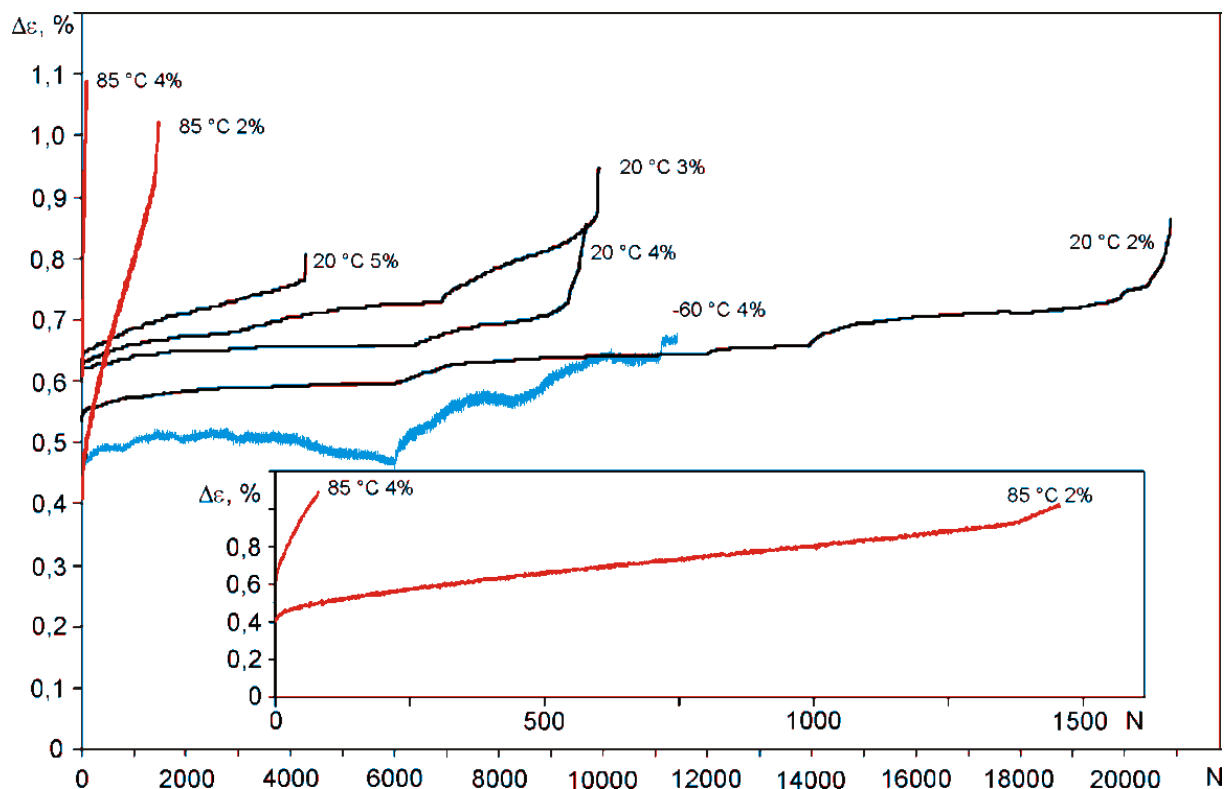


Рисунок 5.1.3 – Зависимости приращения относительного удлинения от количества циклов нагружения сварных образцов сплава 1420, прошедших термообработку. Возле кривых указаны температура испытания и величина предварительной деформации, определяющей значение  $\sigma_{max}$ .

Как видно из рисунка 5.1.3, при понижении температуры увеличивается неоднородность процессов накопления поврежденности материала, отображающихся в изменении деформации  $\Delta\varepsilon$ . При  $T_{test} = -60\text{ °C}$  на кривой  $\Delta\varepsilon(N)$  чередуются восходящие и нисходящие участки. При равных значениях предварительной деформации средние скорости роста  $\Delta\varepsilon$  при  $T_{test} = 20$  и  $-60\text{ °C}$

близки, а количество циклов до разрушения при  $T = -60$  °С составляет 1,2 от количества циклов до разрушения при  $T_{test} = 20$  °С.

При повышении температуры, напротив, однородность увеличивается и при  $T = 85$  °С кривая  $\Delta\varepsilon(N)$  имеет почти линейный вид. При этом, если сравнивать результаты испытаний для равных значений предварительной деформации, то при  $T = 85$  °С средняя скорость роста  $\Delta\varepsilon$  превышает скорость при  $T_{test} = 20$  °С в 30 раз, а количество циклов до разрушения при  $T_{test} = 85$  °С составляет 0,075 от количества циклов до разрушения при  $T_{test} = 20$  °С.

Таким образом, термообработанное сварное соединение выдерживает циклическое нагружение при низких температурах так же, как при  $T_{test} = 20$  °С, но повышенные температуры значительно снижают сопротивляемость сварного соединения разрушению при циклическом нагружении.

По сравнению с термообработанным соединением, прирост деформации при циклическом нагружении происходил существенно неоднородно, наблюдались скачки скорости роста при постоянном значении амплитуды нагрузки. В отличие от необработанного шва, для термообработанного шва прирост деформации  $+85$  °С при циклическом растяжении происходит с постоянной скоростью. У необработанного шва средняя скорость прироста  $+85$  °С превышает среднюю скорость при  $T_{test} = 20$  °С всего в 4,6-5 раз, а у обработанного – в 30 раз. Число циклов до разрушения у необработанного шва при всех значениях температуры для одинаковых условий нагружения совпадает, тогда как у обработанного шва при  $T_{test} = 85$  °С уменьшается на порядок по сравнению с аналогичной величиной при  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С. Таким образом, в результате термообработки увеличиваются статические характеристики сварного соединения, но при  $T_{test} = 85$  °С резко снижается усталостная долговечность. При  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С такого не происходит. И у обработанного, и у необработанного шва при  $T_{test} = -60$  °С на кривой зависимости прироста деформации от числа циклов появляются участки циклического упрочнения (уменьшения значения деформации, при котором достигается максимальное значение нагрузки в цикле) и не отмечается

отрицательного влияния низкой температуры на усталостную долговечность. При  $T_{test} = 20$  °С были проведены испытания при постоянной амплитуде нагрузки, соответствовавшей начальной деформации около 2% (при других температурах такие испытания не проводились, поскольку оборудование накладывает ограничение на продолжительность испытания в термокамере).

Предельное число циклов для необработанного шва при деформации составляли 4 % составило 3000. Для обработанного шва при той же начальной деформации предельное число циклов равно 9000. В том и другом случае на поверхности разрушения присутствовали веерообразные трещины, развившиеся от поверхностных дефектов.

### **5.1.2 Исследование структуры поверхностей разрушения сварных швов с термообработкой и без нее после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.**

Поверхности разрушения термообработанных сварных швов после малоцикловых испытаний исследовались на электронном микроскопе EVO MA 15. Одним из основных отличий поверхностей разрушения сварного шва сплава 1420 является наличие газовых пор диаметром от 30 до 300 мкм (наиболее часто встречаются поры диаметром около 150 мкм) (рис. 5.1.4). Газовые поры в сварном шве сплава 1420 представляют собой сферические внутренние поверхности с зернистой структурой, образующейся при кристаллизации. Поры, прилегающие к зоне термического влияния, имеют приближенно полусферическую поверхность. Стоит заметить, что для всех остальных используемых алюминиево- литиевых сплавов различных систем, пористость сварного шва не зафиксирована (за исключением присутствия отдельных пор преимущественно с диаметром около 20 мкм. Пористость сварного шва сплава 1420 системы Al-Mg-Li возможно связана с высоким содержанием Li (2,2%) по сравнению с другими используемыми алюминиево-литиевыми сплавами, где содержание Li менее 2%. По характеру структуры поры не симметричны относительно своего центра, а имеют ось симметрии, ориентированную вдоль образца и поперек шва – от одной ЗТВ к

другой (ось  $y$  на рис. 5.1.4). Это связано с распределением температур при затвердевании расплава. Вблизи полюсов имеются рыхлые области, состоящие из неплотно соединенных дендритных зерен (рис. 5.1.4), что отчетливо наблюдается на всех порах с диаметром свыше 20 мкм. Эти рыхлоты могут становиться зародышами усталостных трещин, развивающихся внутри материала, а не от внешних поверхностей шва.

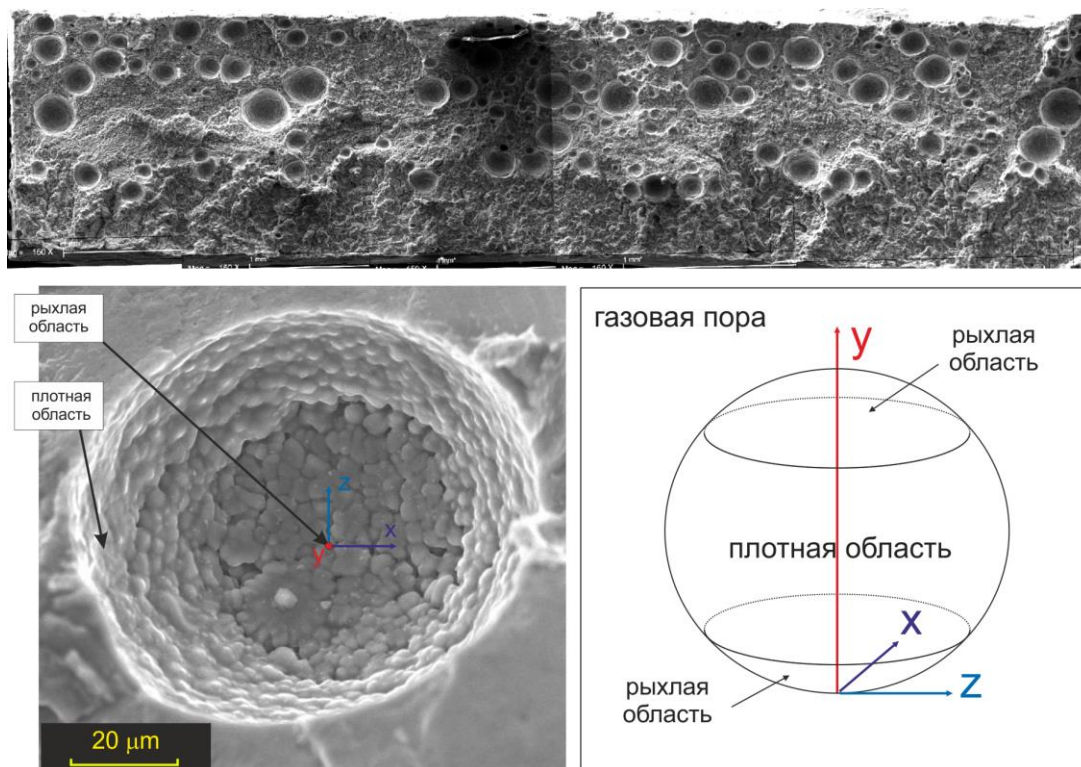


Рисунок 5.1.4 – Газовые поры в лазерном сварном шве сплава 1420.

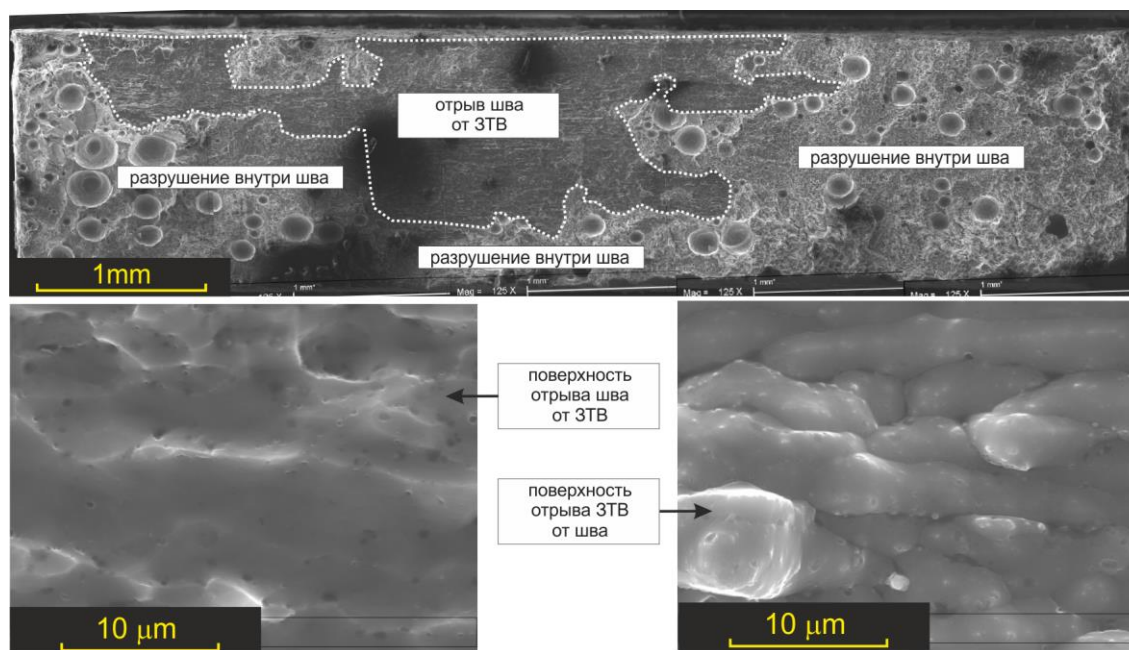


Рисунок 5.1.5 – Отрыв шва от основного сплава по границе ЗТВ.

На изломах сварных соединений сплава 1420 при  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С присутствуют большие плоские поверхности отрыва сварного шва от основного материала по границе ЗТВ (рис. 5.1.5). На берегах отрыва, принадлежащих основному материалу, наблюдается зернистая структура, ориентированная вдоль проката, на берегах отрыва, принадлежащих шву, такой структуры нет.

Вблизи внешних поверхностей шва образуются веерообразные плоские усталостные трещины, поверхности которых перпендикулярны направлению приложения нагрузки. Они образуются возле газовых пор, выходящих на поверхность, скоплений пор, близких к поверхности, или от поверхностных дефектов и впадин (рис. 5.1.6). При  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С эти трещины образуются в небольшом числе (1-2 на образец) или не образуются вовсе. При  $T_{test} = 85$  °С такие трещины вообще не отмечены. Минимизировать образование трещин такого рода можно обработкой поверхности, устраняющей складки и микротрещины на поверхности шва, и контролем наличия поверхностных газовых пор. При лазерной сварке ни на верхней, ни на нижней поверхностях шва они не обнаруживаются.



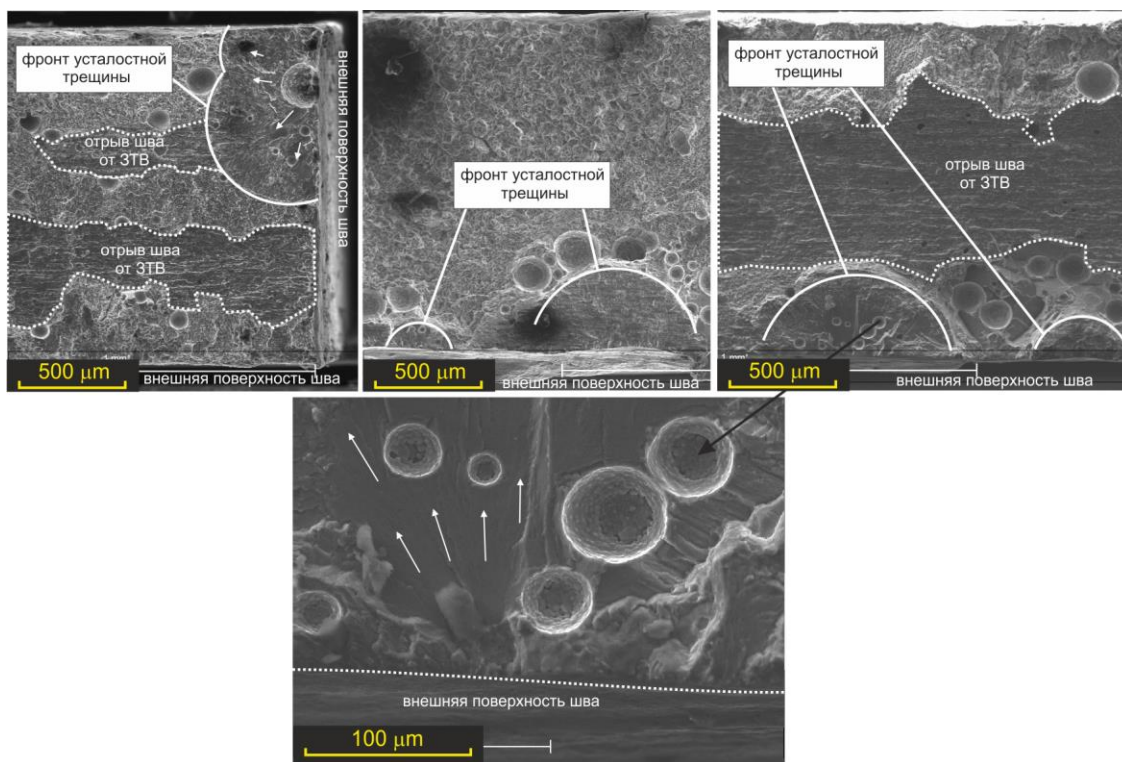


Рисунок 5.1.5 – Верообразные усталостные трещины.

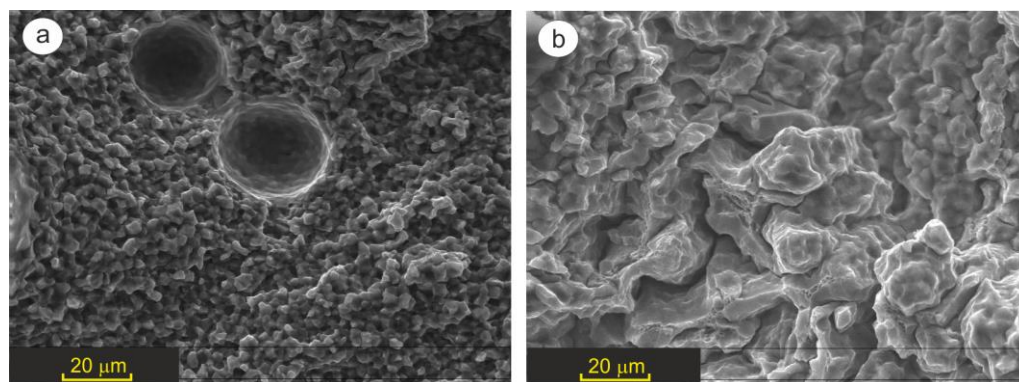


Рисунок 5.1.7 – Типичные поверхности разрушения в теле шва при статическом растяжении.

Типичные поверхности разрушения при статическом растяжении имеют три вида: уже упомянутые поверхности отрыва шва от ЗТВ (рис. 5.1.7), а также образующиеся при разрушении внутри тела шва участки с зернистой поверхностью и вторичными трещинами, разделяющими материал на блоки различного размера (рис.5.1.8). При циклическом растяжении на изломах швов, разрушенных при  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С, наблюдаются привязанные к газовым порам поверхности, имеющие отчетливое отличие от характерных поверхностей разрушения

термообработанного сварного шва сплава 1420, свойственных разрушению при статическом растяжении. Эти поверхности представляют собой прилегающие к газовым порам группы площадок с признаками хрупкого разрушения, имеющих различную ориентацию и различные углы наклона к оси растяжения (рис.5.1.8). Их поверхности имеют структуру, схожую со структурой веерообразных усталостных трещин с той разницей, что линии ручьистого узора, указывающие направления распространения трещины, образуют не только центрированные семейства, но и параллельные. При  $T_{test} = -60$  °С также встречаются аналогичные группы площадок без ручьистого узора с единой ровной поверхностью. При увеличении  $10000^x$  наблюдаются покрывающие эти площадки параллельные бороздки. По всей видимости, эти площадки представляют собой поверхности усталостных трещин, развивающихся внутри шва в окрестности газовых пор. Из-за расположения их внутри материала поверхностная механическая обработка шва не может уменьшить их отрицательного влияния на прочность при циклическом нагружении.



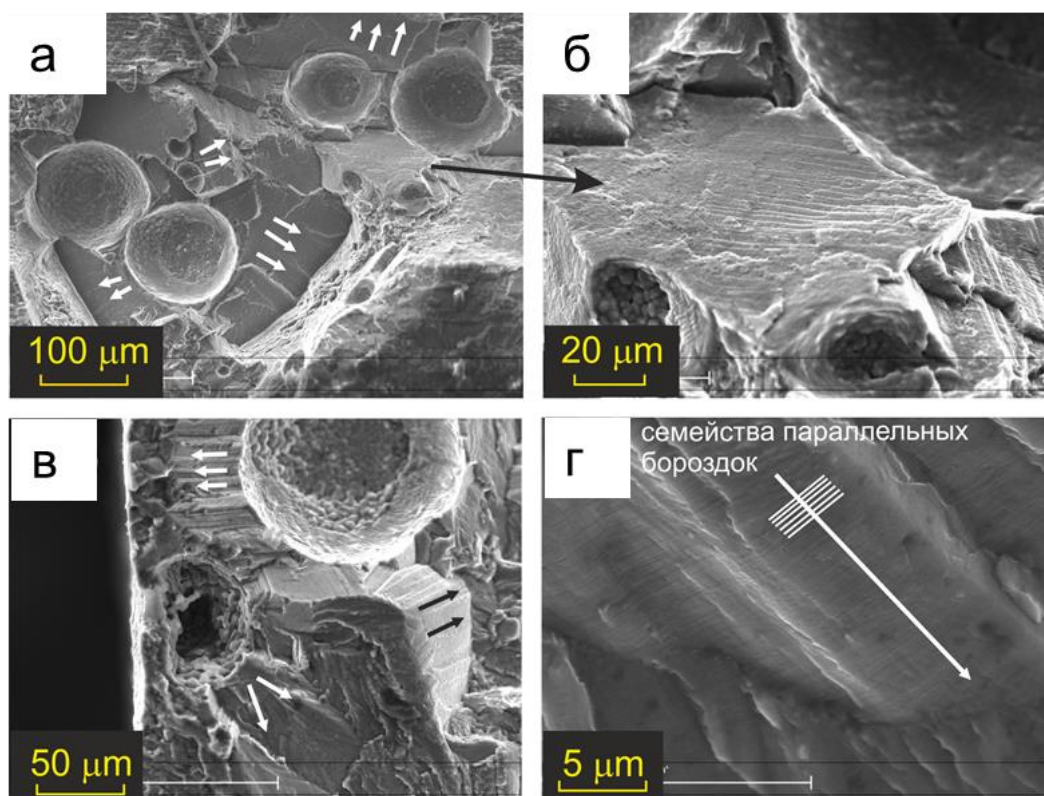


Рисунок 5.1.8 – Группы внутренних усталостных трещин, сосредоточенных вокруг газовых пор. (а) (в) –  $T_{test} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (в) –  $T_{test} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (г) – семейства параллельных бороздок, перпендикулярных направлению распространения трещин.

При  $T_{test} = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$  не наблюдается усталостных трещин ни одного из типов, характерных для  $T = 20$  и  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.1.7 и 5.1.8). При этой температуре 30-40% поверхности излома (рис. 5.1.9, а) представляют собой фрактуры расслоения, где при расслоении образуются сужающиеся к вершине хаотически ориентированные блоки с ямочными изломами на вершинах (рис. 5.1.9, б, в). На боковых поверхностях этих блоков присутствуют семейства параллельных бороздок, перпендикулярных направлению распространения вторичных трещин, указывающие на то, что развитие вторичных трещин, завершающихся вязким разрушением блоков, происходит во время циклического нагружения образцов. Как показывают испытания, при таком типе усталостных повреждений материала шва, проявляющемся при температуре испытаний  $T_{test} = 85\text{ }^{\circ}\text{C}$ , усталостная

долговечность сварного соединения становится на порядок ниже, чем при  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С.

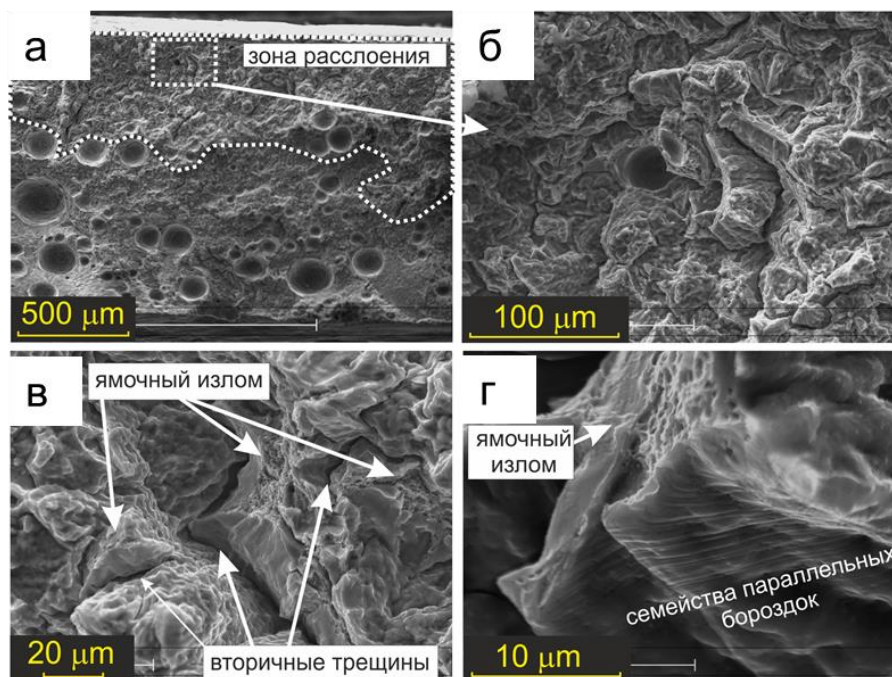


Рисунок 5.1.9– Область усталостного разрушения при  $T_{test} = 85$  °С.

Сравнение с необработанными швами показывает, что у сплава 1420 с необработанным сварным швом при температуре испытаний  $T_{test} = 85$  °С на поверхности излома после усталостного растяжения присутствуют террасы, прилегающие к газовым порам (рис. 5.1.10). При статическом нагружении они отсутствуют.

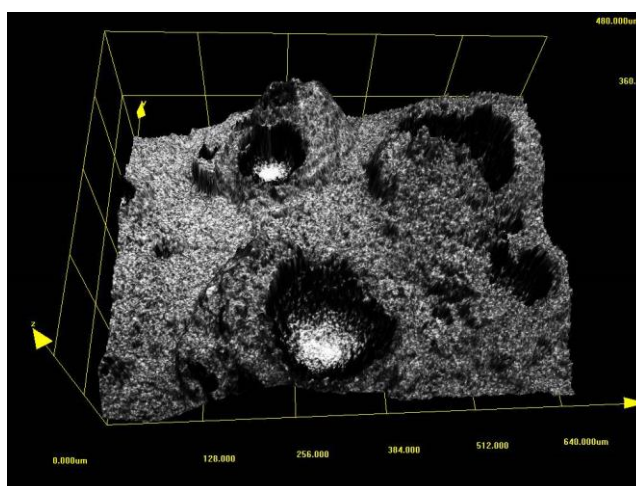


Рисунок 5.1.10 – Террасы вокруг газовых пор, образующиеся при усталостном разрушении необработанного шва при  $T_{test} = 85$  °С

Наличие этих террас позволяет предположить, что циклическое нагружение вызывает повреждение материала прежде всего вокруг пор. При температуре испытаний  $T_{test}=20$  и  $-60$  °С с необработанным швом отсутствует разрыв по границе шва и ЗТВ, характерный для термообработанного шва, где он наблюдается на значительной части поверхности излома. При необработанном шве разрушение всегда проходило внутри шва. В результате получены характеристики поверхностей разрушения сварных швов после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах. При циклическом растяжении на изломах швов, разрушенных при  $T_{test}=20$  и  $-60$  °С, наблюдаются привязанные к газовым порам поверхности, представляющие собой прилегающие к газовым порам группы площадок с признаками хрупкого разрушения, имеющих различную ориентацию и различные углы наклона к оси растяжения. Поверхности площадок имеют структуру, схожую со структурой веерообразных усталостных трещин с той разницей, что линии ручьистого узора, указывающие направления распространения трещины, образуют не только центрированные семейства, но и параллельные. При  $T_{test} = -60$  °С также встречаются аналогичные группы площадок без ручьистого узора с единой ровной поверхностью. Внутри их наблюдаются параллельные бороздки прорывающие эти площадки. По всей видимости, эти площадки представляют собой поверхности усталостных трещин, развивающихся внутри шва в окрестности газовых пор. При  $T_{test}=85$  °С не наблюдается усталостных трещин ни одного из типов, характерных для  $T_{test}=20$  и  $-60$  °С. При этой температуре 30-40% поверхности излома разделено вторичными трещинами на блоки, которые сужаются к верхней части, где находятся пористые поверхности, характерные для вязкого разрушения. На боковых поверхностях этих блоков присутствуют семейства параллельных бороздок, перпендикулярных направлению распространения вторичных трещин, указывающие на то, что развитие вторичных трещин, завершающихся вязким разрушением блоков, происходит во время циклического нагружения образцов.

## Выводы

В результате сравнения циклического нагружения сварных соединений без термообработки и с термообработкой установлено, что при  $T_{test} = 85$  °С для термообработанного сварного шва резко снижается усталостная долговечность по сравнению с не термообработанным. У обработанного и у необработанного шва при  $T_{test} = -60$  °С не отмечается отрицательного влияния низкой температуры на усталостную долговечность. При температуре испытаний  $T_{test} = 20$  °С предельное число циклов для необработанного шва составило 14000, а для обработанного шва при той же начальной деформации и температуре испытаний предельное число циклов равно 22000.

Сравнение изломов сварных соединений без термообработки и с термообработкой сплава 1420 системы Al-Mg-Li показало, что при  $T_{test} = 85$  °С на поверхности излома после усталостного растяжения присутствуют террасы, прилегающие к газовым порам. При температуре испытаний  $T_{test} = 20$  и  $-60$  °С с необработанным швом отсутствует разрыв по границе шва и ЗТВ, характерный для термообработанного шва, где он наблюдается на значительной части поверхности излома, при необработанном шве разрушение всегда проходило внутри шва.

На основе полученных результатов можно предположить, что высокопрочные сварные соединения из сплава 1420 системы Al-Mg-Li, можно применять в ответственных изделиях, работающих в интервале температур 20; -60 °С.

## 5.2.1 Исследование лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li

На рисунке 5.2.1 приведены кривые зависимости приращения относительного удлинения от количества циклов нагружения при нестационарном малоцикловом нагружении для разных температур для образца со сварным соединением без ТО. Нагружение проводилось последовательными сериями по 500 циклов. Нижнее значение напряжения в цикле равно 50 МПа, верхнее значение постоянно в пределах одной серии (его значения приведены сверху)

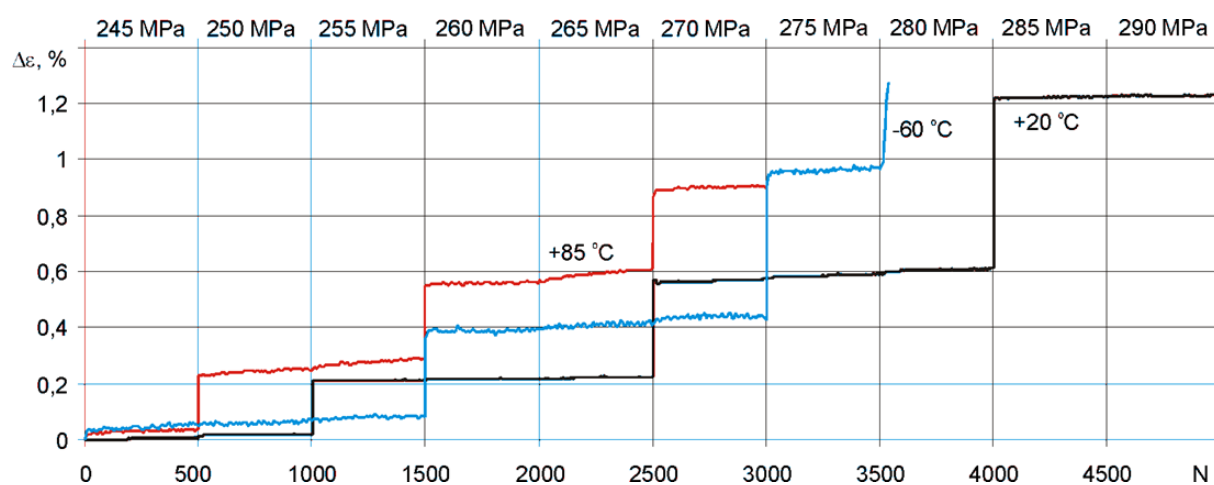


Рисунок 5.2.1 – Зависимости приращения деформации от количества циклов нагружения при нестационарном малоцикловом нагружении для всех температур. Сплав 1441.

Увеличение амплитуды при всех значениях температуры либо никак не сказывается на текущей закономерности приращения деформации, близкой к линейному закону, либо происходит резкий скачок деформации, после которого приращение снова становится линейным. Величина этого скачка тем больше, чем ближе амплитуда нагрузки к временному сопротивлению.

Испытания образцов со сварным соединением сплава 1441 подвергнуты термической обработке на оптимальном режиме (выдержка при 530°C в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде и искусственное старение при 200°C в течение 24 часов) показаны на рисунке 5.2.2.

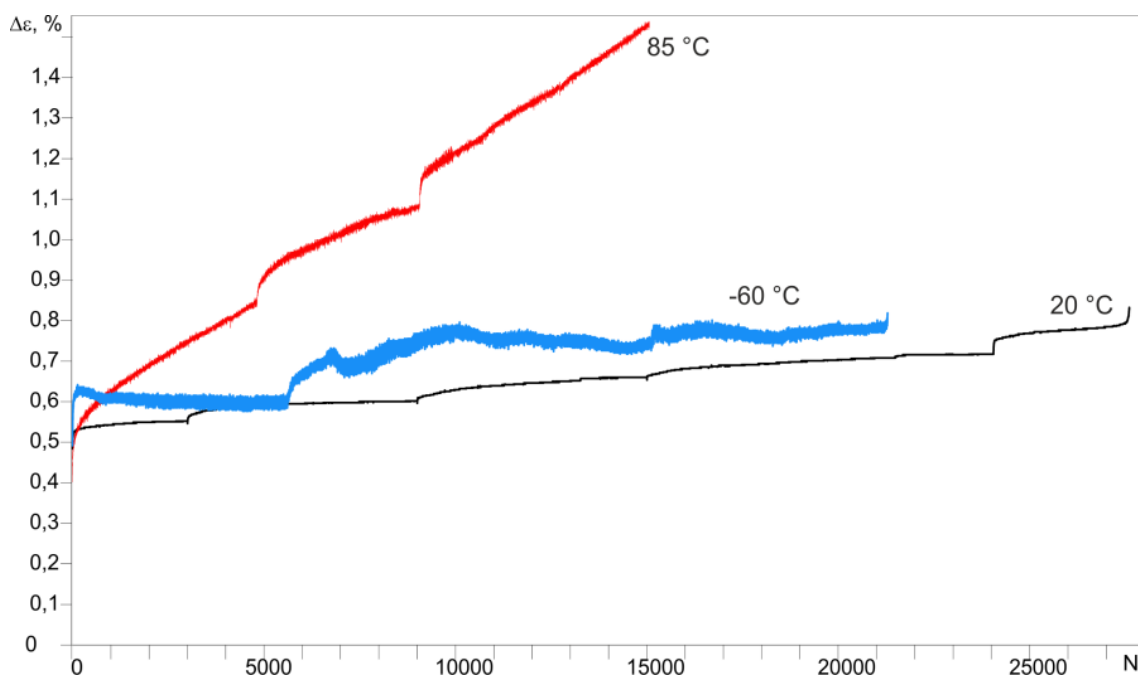


Рисунок 5.2.2 – Кривые зависимости приращения деформации от числа циклов, предварительная деформация 4% для всех температур.

Влияние нагрева на деформирование при малоцикловом нагружении для сварного соединения сплава 1441 показывает, что предельное число циклов при  $T_{test} = 85^\circ\text{C}$  составляет около 0,5 от предельного числа циклов при  $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ . Охлаждение меньше влияет на деформирование при малоцикловом нагружении для сварного соединения сплава 1441. Предельное число циклов при  $T_{test} = -60^\circ\text{C}$  для сплава 1441 составляет около 0,8 от предельного числа циклов при  $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ .

При повышенной температуре многократно возрастает скорость приращения необратимой деформации при циклическом нагружении и общая величина добавочной деформации, накопленной к моменту разрушения. При  $T_{test} = -60^\circ\text{C}$  наблюдается та же неравномерность приращения, состоящая в хаотическом изменении не только величины скорости приращения, но и ее знака.

Предельное количество циклов для образцов со сварным соединением составляет 5000 циклов  $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ , 3500 циклов  $T_{test} = -60^\circ\text{C}$  и 3000 циклов  $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ .



Термообработанные сварные соединения сплава 1441 выдерживают при  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$  предельное число циклов около 27500, при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$  соответственно 15000, при  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$  – 2150.

### 5.2.2 Исследование структуры поверхностей разрушения сварных швов с термообработкой и без нее после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.

Изломы сварных соединений после малоцикловых испытаний при различных температурах испытаний показаны на рисунках 5.2.3-5.2.5

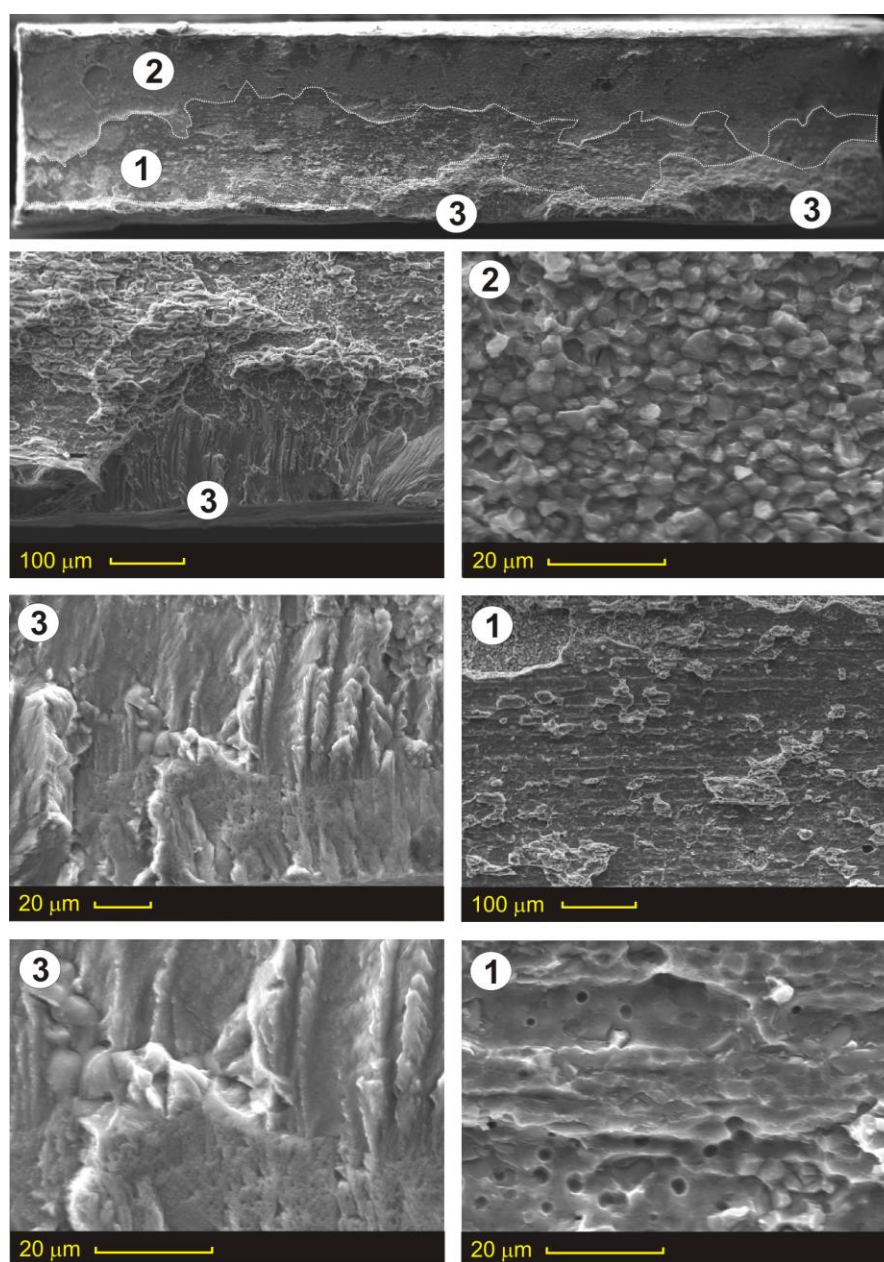




Рисунок 5.2.3 – Морфология излома термообработанного сварного шва сплава 1441 после циклического нагружения при  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$

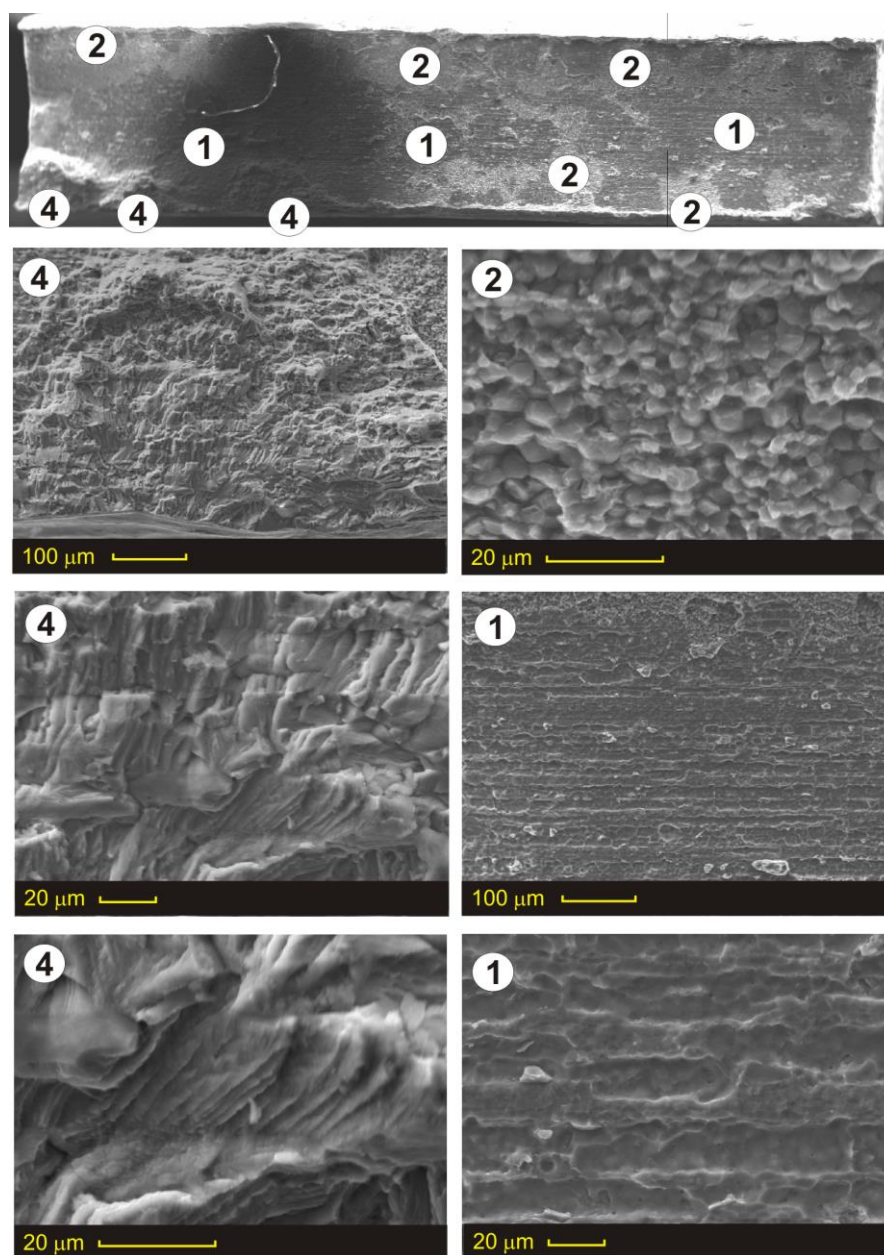


Рисунок 5.2.4 – Морфология излома термообработанного сварного шва сплава 1441 после циклического нагружения при  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$

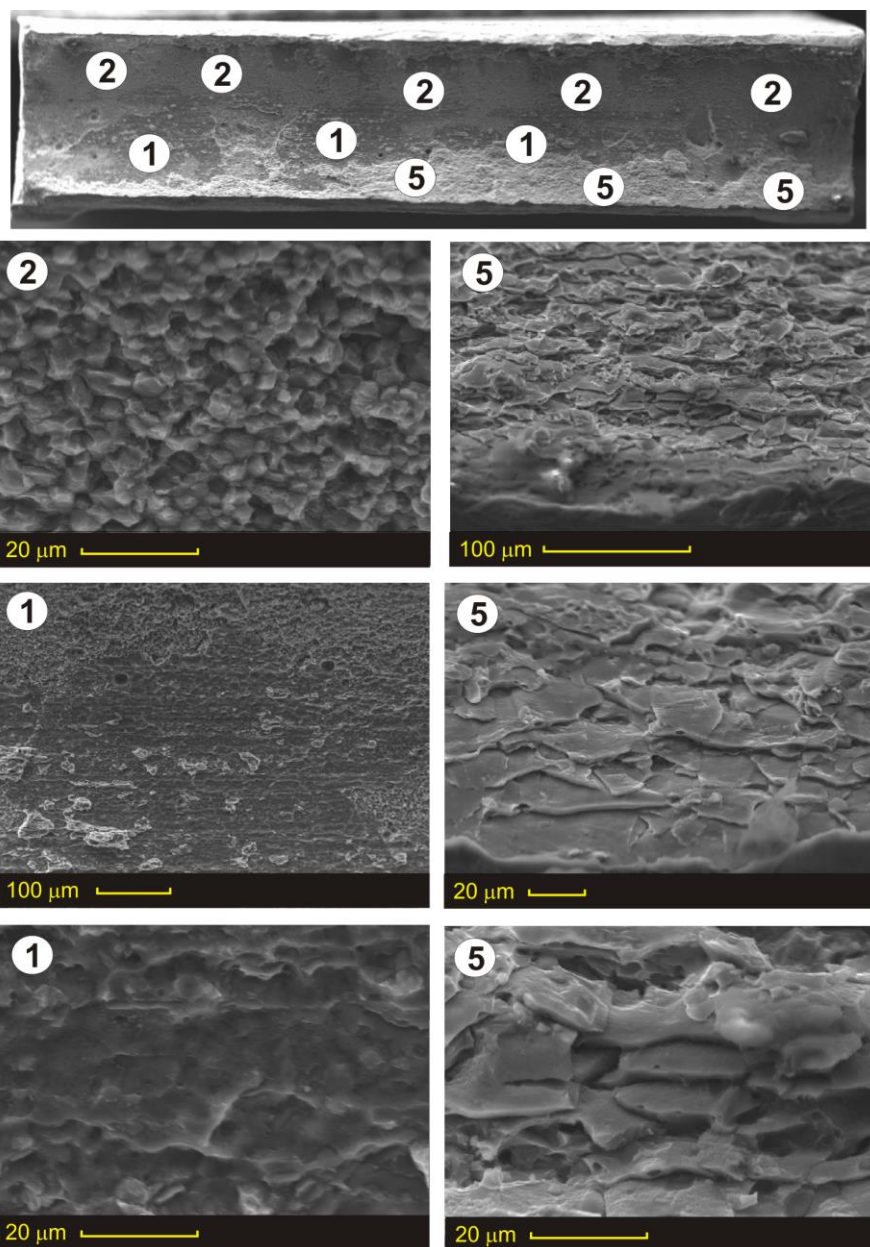


Рисунок 5.2.5 – Морфология излома термообработанного сварного шва сплава 1441 после циклического нагружения при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$

На изломах при всех температурах есть области трех типов с характерной морфологией. Области (1) и (2) образуются при финальном разрушении, когда области усталостного разрушения достигнут критических размеров.

**Области (1)** – преимущественно хрупкое внутризеренное разрушение с небольшой добавкой ямочного рельефа. В этих областях трещина проходит по зоне термического влияния, что следует из наличия слоистой текстуры, которая свойственна исходному листовому сплаву. Внутри шва, где происходило

плавление материала, слоистая текстура сохраниться не может. Области типа 1 при всех трех значениях температуры имеют одинаковый вид, но при 85°C совокупная площадь всех областей типа 1 существенно меньше, чем при других температурах.

**Области (2)** – хрупкое межзеренное разрушение. Трещина проходит по шву вблизи границы с зоной термического влияния, где зоны эквиаксиальны и имеют самые маленькие размеры (около 5 мкм). Области типа 2 при всех трех значениях температуры имеют одинаковый вид, но при -60°C совокупная площадь всех областей типа 2 существенно меньше, чем при других температурах.

Таким образом, при повышении температуры происходит перемещение трещины в сторону шва, а при понижении – в сторону зоны термического влияния. В сплаве В-1461 наблюдалась противоположная тенденция.

**Области (3), (4), (5)** (области усталостного разрушения для температур 20, -60, 85 °С соответственно) все имеют разную структуру.

**Области (3)** (20°C) – веерообразные плоские трещины, идущие от поверхности шва. Морфология их поверхностей соответствует хрупкому внутризеренному разрушению. Четкого дугообразного фронта у них нет, но есть отделяющие их от области (1) зоны расслоения, в которых прослеживается слоистая текстура, говорящая о том, что эти зоны расположены в зоне термического влияния, а не в шве.

**Области (4)** (-60°C) – имеют тот же тип поверхности излома, но эта поверхность сильно фрагментирована, то есть развитие усталостных трещин происходит одновременно с расслоением, в результате чего вместо одной веерообразной трещины образуется множество отдельных трещин с той же структурой поверхности, покрывающее область приблизительно той же формы что и сплошная веерообразная трещина при 20°C. Границы между фрагментами усталостных трещин в основном ориентированы вдоль слоев исходного материала, следовательно эти трещины развиваются в зоне термического влияния, где слоистость не была уничтожена переплавкой. Раздробленность области развития

усталостного разрушения, вероятно является причиной существенной неоднородности графика прироста деформации при  $-60^{\circ}\text{C}$  по сравнению с  $20^{\circ}\text{C}$ .

**Области (5)** ( $85^{\circ}\text{C}$ ) – области расслоения, где фрагменты расслоенной области ориентированы не хаотично, а близко к ориентации слоев, то есть расслоение происходит в зоне термического влияния. Области (5) имеют значительно большую площадь, чем области (3) или (4), с чем может быть связано многократное увеличение скорости прироста деформации при циклическом нагружении для  $80^{\circ}\text{C}$  по сравнению с  $20$  и  $-60^{\circ}\text{C}$ .

В целом результаты исследования изломов сварных соединений сплава 1441 согласуются с тем, что наблюдалось при исследовании швов В-1461: наличие усталостного разрушения в виде расслоения многократно увеличивает скорость прироста необратимой деформации, как и величину дополнительной необратимой деформации, накопленной до разрушения, и примерно вдвое уменьшает число циклов до разрушения. При отсутствии усталостного расслоения влияние изменения температуры на количество циклов до разрушения.

### **5.3.1 Исследование лазерных сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li**

В качестве образцов для испытаний изготавливались из пластин промышленных алюминий-литиевых сплавов В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li ( $C_{\text{Cu}}/C_{\text{Mg}} \approx 5.6$  и  $C_{\text{Cu}}/C_{\text{Li}} \approx 1.64$ ). Лазерные сварные соединения без внешних дефектов были получены на оптимальных режимах сварки (см.гл.3).

На рисунке 5.3.1 приведены кривые зависимости приращения относительного удлинения от количества циклов нагружения при нестационарном малоцикловом нагружении для разных температур для образца со сварным соединением без ТО.

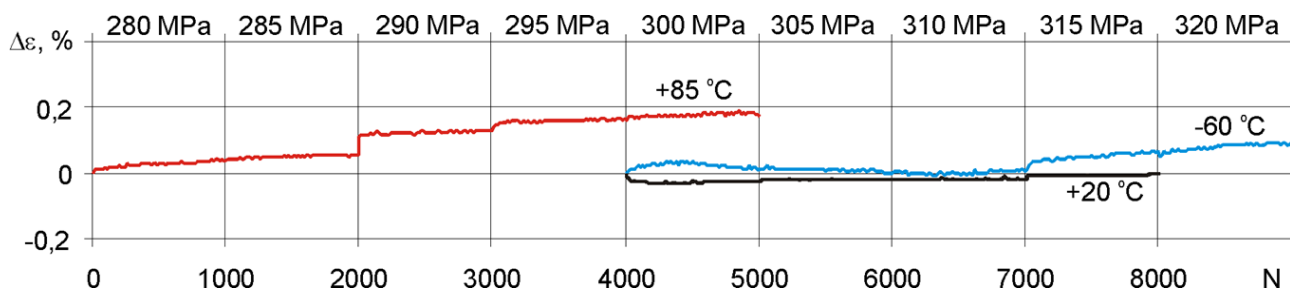


Рисунок 5.3.1 – Зависимости приращения деформации от количества циклов нагружения при нестационарном малоцикловом нагружении для всех температур. Сплав В-1461.

Нижнее значение напряжения в цикле равно 50 МПа, верхнее значение постоянно в пределах одной серии (его значения приведены сверху) для  $T_{test} = +20$  °С начиналось с 300 МПа, для  $T_{test} = 85$  °С начиналось с 280 МПа и для  $T_{test} = -60$  °С с 300 МПа.

При температуре испытаний  $T_{test} = +20$  °С скорость роста деформации остается постоянной при всех значениях амплитуды нагрузки.

При  $T_{test} = +85$  °С увеличение амплитуды нагрузки либо не отражается на скорости роста деформации, либо сопровождается небольшим скачком деформации, после которого скорость деформации за несколько циклов нагружения возвращается к постоянному значению. При  $T_{test} = -60$  °С материал ведет себя как циклически упрочняющийся вплоть до нагрузок, составляющих 0,98 временного сопротивления.

Количество циклов до разрушения для  $T_{test} = 20$  °С составило 8000 циклов для  $T_{test} = 85$  °С 4000 циклов и  $T_{test} = -60$  °С 5000 циклов.

Проведены экспериментального исследования влияния температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевого-литиевого сплава В-1461 после термообработки.

На рисунке 5.3.2 представлены зависимости при статических испытаниях напряжения  $\sigma$  от относительного удлинения  $\varepsilon$  при различных значениях температуры для однородных образцов исходных сплавов и образцов, содержащих сварной шов без термообработки, после закалки и после закалки и искусственного старения.

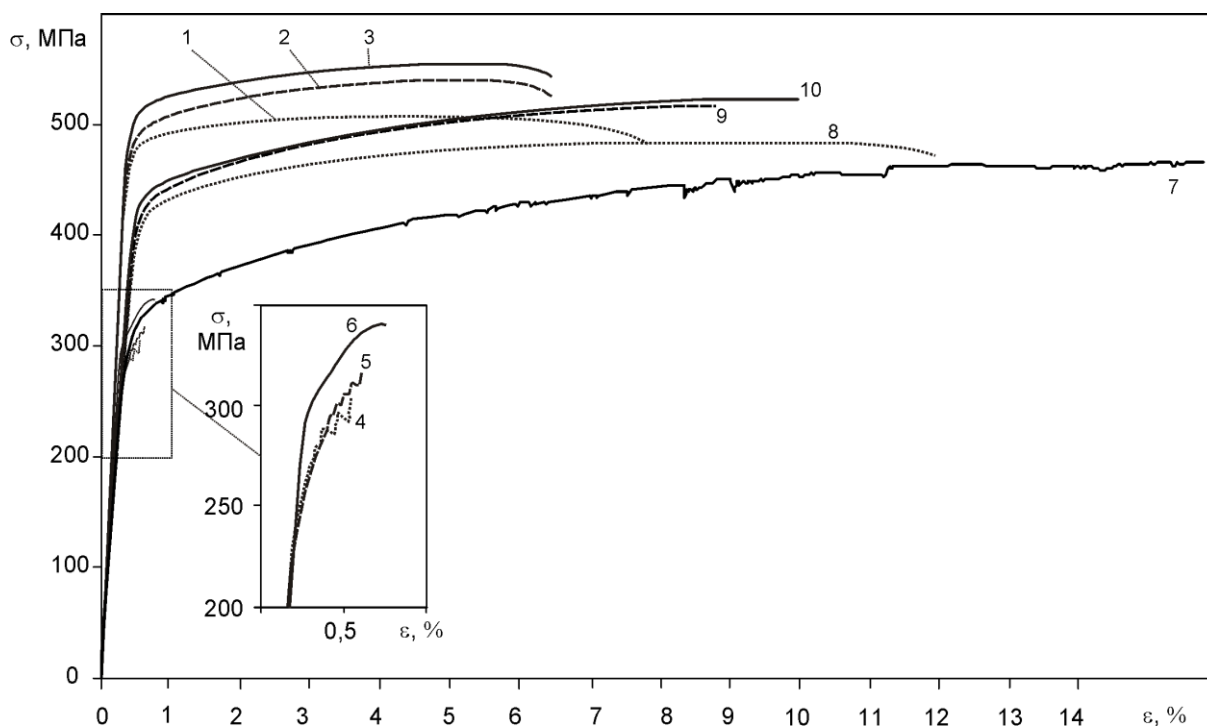


Рисунок 5.3.2 – Зависимость напряжения от деформации исходного сплава В-1461 и сварных соединений: исходный сплав: 1 – 3  $T_{test} = 85, 20, -60$  °C; сварное соединение в исходном виде: 4 – 6  $T_{test} = 85, 20, -60$  °C; 7 – сварное соединение после закалки  $T_{test} = 20$  °C, сварное соединение после закалки и искусственного старения: 8-10  $T_{test} = 85, 20, -60$  °C.

В таблице 5.3.1 приведены механические характеристики сплава и сварных соединений при различных значениях температуры (временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  относительное удлинение, предельное относительное удлинение, коэффициент упрочнения  $k_\sigma$ , представляющий собой отношение предельной нагрузки сварного соединения к предельной нагрузке исходного сплава при соответствующей температуре, а также аналогичный коэффициент  $k_\delta$  для предельного относительного удлинения  $\delta$ ).

После закалки прочность шва и основного материала становятся одинаковыми. Однако термообработка, увеличивая прочность шва, уменьшает прочность сплава до 0,86 прочности сплава в исходном состоянии. Пластическое деформирование материала за пределами шва теряет однородность, а предельная деформация увеличивается до 2,59 от  $\delta$  исходного материала. Вместо одной развитой шейки, которой соответствует ниспадающая ветвь на диаграмме

напряжения от деформации в конце испытания, возникает прерывистая текучесть в виде отдельных скачков деформации, сопровождаемых сбросами нагрузки, и скачков нагрузки, сопровождаемых замедлением деформации. Такие неоднородности пластического деформирования свидетельствуют об образовании множества маломасштабных неподвижных локализаций пластической деформации в течение всего испытания, как в виде неразвитых шеек, так и в виде неподвижных полос локализации. Предельная деформация  $\delta$  совпадает с деформацией  $\delta_n$ .

После искусственного старения восстанавливается однородность пластического деформирования, свойственная исходному сплаву при всех значениях температуры. Сохраняется повышенная деформативность (1,37-1,53 от предельной деформации исходного сплава), а временное сопротивление достигает 0,93-0,96 от прочности исходного сплава.

Таблица 5.3.1 – Механические характеристики сплава и лазерных сварных соединений при различных значениях температуры. Сплав В-1461.

тип образца	T, °C	$\sigma_y$ , МПа	$\sigma_{lim}$ , МПа	$\delta_n$ , %	$\delta$ , %	$k_\sigma$	$k_\delta$
сплав	-60	510	554	5,50	6,5	1	1
	20	490	540	5,23	6,4	1	1
	85	480	507	4,51	7,8	1	1
шов без ТО	-60	315	349	0,75	0,75	0,63	0,11
	20	280	316	0,61	0,61	0,59	0,09
	85	280	305	0,55	0,55	0,60	0,07
шов, закалка	20	325	467	16,6	16,6	0,86	2,59
шов, закалка, старение	-60	426	517	9,97	9,97	0,93	1,53
	20	426	516	8,81	8,81	0,96	1,37
	85	415	482	9,12	11,94	0,95	1,53



На рисунке 5.3.3 для образцов со сварным соединением сплава В-1461 после ТО показаны зависимости добавочной деформации  $\Delta\varepsilon$  образца при напряжении  $\sigma_{\max}$  от числа циклов нагружения  $N$  для различных температур. При  $\sigma_{\min}$  аналогичные зависимости имеют такой же вид, амплитуда деформации в цикле остается постоянной.

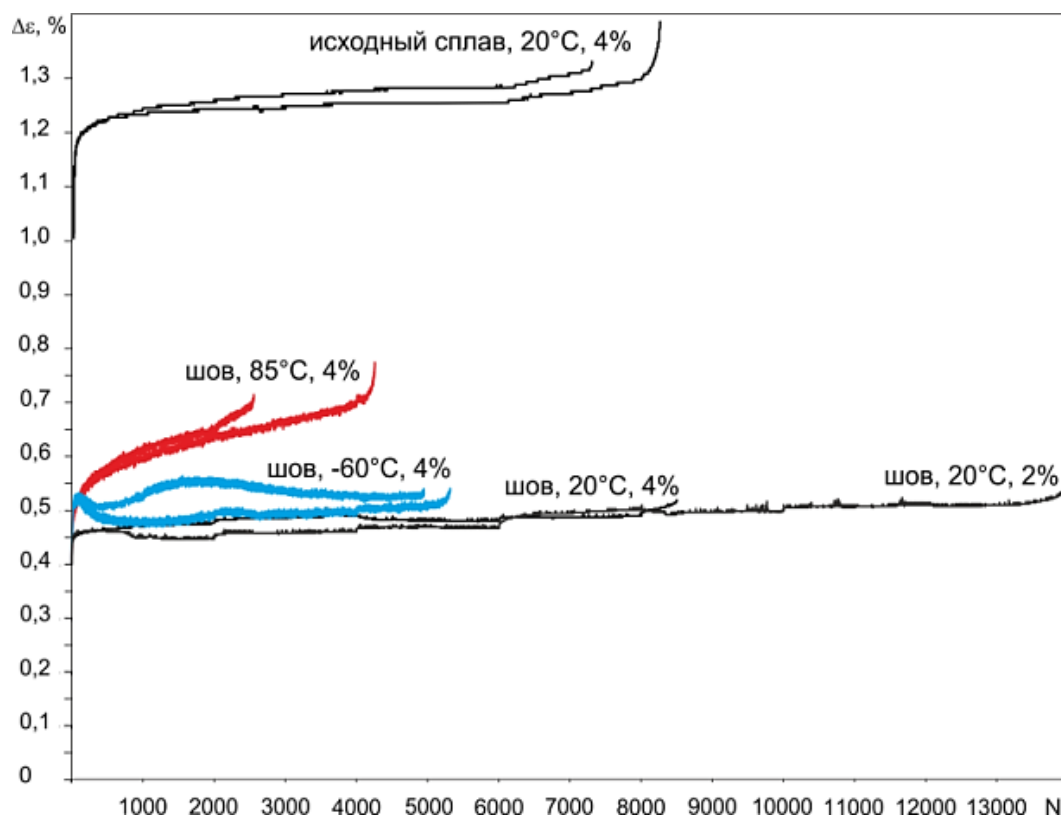


Рисунок 5.3.3 – Кривые зависимости приращения деформации от числе циклов: шов после ТО  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ , предварительная деформация 2%;  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ , предварительная деформация 4%;  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ , предварительная деформация 4%;  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ , предварительная деформация 4%; исходный сплав  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ , предварительная деформация 4%. Сплав В-1461, системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li

Как видно из рис. 5.3.3, при понижении температуры увеличивается неоднородность процессов накопления поврежденности материала, отображающихся в изменении деформации  $\Delta\varepsilon$ . При повышении температуры, напротив, однородность увеличивается и при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$  кривая  $\Delta\varepsilon(N)$  имеет вид, обычный для малоциклового растяжения однородного металла с большим запасом

пластической деформации, то есть состоит из трех последовательных участков замедляющегося, стабильного и ускоряющегося приращения деформации. При этом значительно увеличивается суммарное приращение деформации при циклическом растяжении.

И в том и в другом случае предельное число циклов уменьшается по сравнению с растяжением при  $T_{test} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  при равных значениях предварительной деформации, определяющей амплитуду циклического нагружения. При предварительной деформации 4% число циклов до разрушения снижается с 8500 ( $T_{test}=20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) до 3000-5000 ( $T_{test}=85, -60 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Таким образом, оценка усталостной долговечности сварного соединения при температуре, близкой к  $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  может оказаться завышенной в 1,5-2 раза, если соединение будет работать при низких или повышенных температурах.

При испытании образцов из исходного сплава прирост деформации на первых циклах нагружения превышает соответствующие значения для сварного соединения в два с лишним раза. Это связано с тем, что в сварном соединении происходит локализация пластической деформации в сварном шве. При дальнейшем нагружении прирост деформации у исходного сплава и у сварного соединения близки, так же, как и предельное количество циклов до разрушения.

Для выяснения причин различного поведения сварных соединений при циклическом нагружении при разных значениях температуры были проведены исследования изломов сварных швов.

### 5.3.2 Исследование структуры поверхностей разрушения термообработанных сварных швов после проведения малоцикловых испытаний при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.

При циклическом нагружении веерообразные плоские усталостные трещины, поверхность которых перпендикулярна приложенной нагрузке, образуются вблизи внешних границ шва (рис. 5.3.4 а). Поверхность излома за пределами усталостных трещин является результатом финального разрушения.

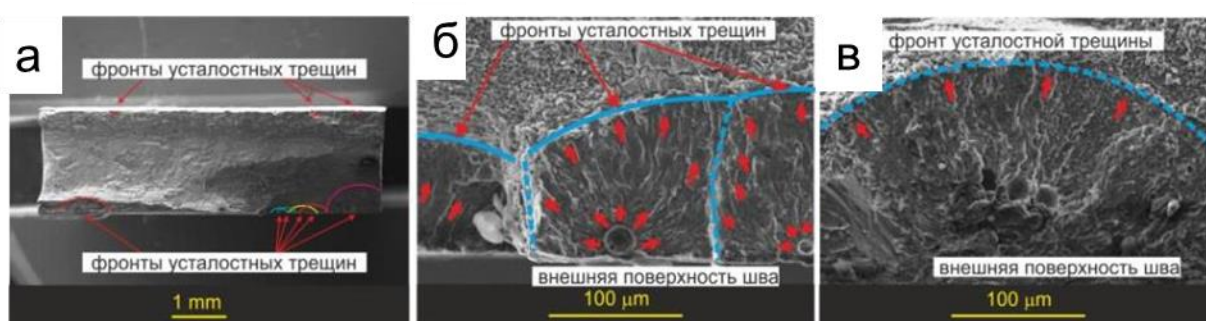


Рисунок 5.3.4 – Усталостные трещины: а – фронты усталостных трещина на изломе шва, б – усталостные трещины, инициированные газовыми порами, лежащими непосредственно под поверхностью шва ( $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ ), в – трещина, инициированная газовыми порами, расположенными на глубине 50–70 мкм под поверхностью ( $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ ).

Веерообразные трещины можно разделить на два вида в зависимости от типа дефекта, который их инициировал.

К первому типу относятся трещины, поверхности которых имеют характерный ручьбистый узор и отделены отчетливыми дуговыми границами от зон финального разрушения. Трещины, инициированные соседними порами, распространяются в параллельных областях, сливаются с образованием ступенек и образуют общий фронт меньшей кривизны. Глубина проникновения этих трещин в материал практически не зависит от размеров инициирующих пор.

При  $T_{test} = 20$  и  $85^\circ\text{C}$ , такие трещины наблюдались только у пор, лежащих не дальше 5-10 мкм от поверхности. При  $T_{test} = -60^\circ\text{C}$  усталостные трещины образуются от пор, лежащих на глубине 50–70 мкм под поверхностью.

При  $T_{test} = 20$  и  $85^\circ\text{C}$  морфология поверхностей усталостных трещин соответствует в основном внутризеренному хрупкому разрушению (рис. 5.3.5 а), тогда как при  $T_{test} = -60^\circ\text{C}$  присутствуют признаки межзеренного разрушения, что особенно хорошо видно на пересечении поверхности трещин с поверхностью пор, имеющей гранулированную структуру (рис. 5.3.5 б). Для сравнения в сплаве AA2198, который относится к системе Al- Cu-Mg-Li, поверхность усталостной трещины имеет ямочную структуру, как и поверхность разрушения лазерных сварных швов этого сплава [102,163].

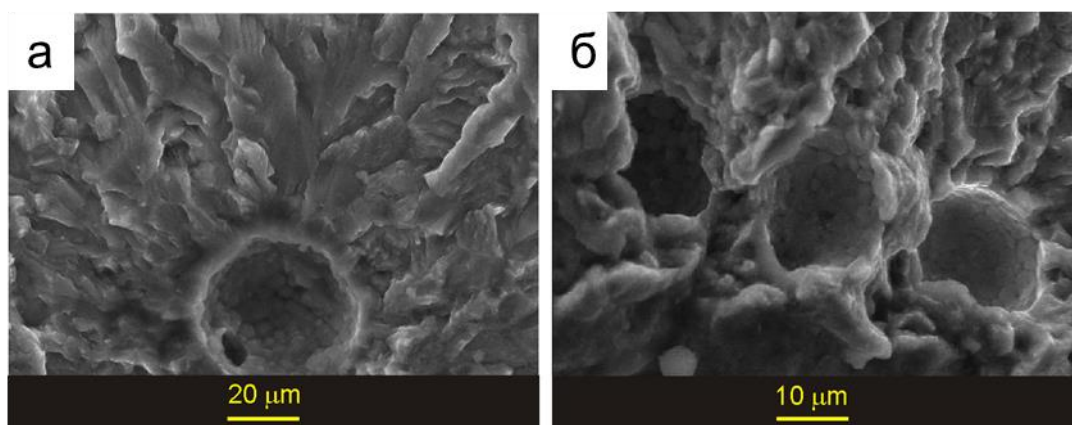


Рисунок 5.3.5 – Усталостные трещины: а – морфология поверхности трещины, инициированной подповерхностной газовой порой ( $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ ), б – морфология поверхности трещины, инициированной газовыми порами, лежащими на глубине 50–70 мкм под поверхностью шва ( $T = -60^\circ\text{C}$ ).

Источники усталостных трещин вроде подповерхностных газовых пор могут быть устранены шлифовкой поверхности. Однако шлифовка может быть неэффективна при низких температурах, когда трещины могут инициироваться более заглубленными порами.

Второй тип усталостных трещин, перпендикулярных к приложенной нагрузке – это трещины, распространяющиеся от впадин на поверхности шва,

ориентированных поперек направления нагрузки (рис.5.3.6). При  $T = -60^{\circ}\text{C}$  трещины такого типа не наблюдаются, а при  $T_{test} = 20$  и  $85^{\circ}\text{C}$  выглядят одинаково и образуются как на плотных участках поверхности (рис. 5.3.7 а) так и на поверхностях с рыхлой структурой (рис. 5.3.7 б), и их размер не зависит от плотности поверхности. Распространение трещин второго типа значительно активизируется углами поверхности образца. На рис. 5.3.6 г можно увидеть трещину, сформированную вблизи угла образца. Ее наличие ускоряет наступление нестабильной финальной стадии усталостного разрушения и уменьшает число циклов до разрушения на 40% по сравнению с образцом без угловых тещин.

Возможность зарождения трещин второго типа, как и первого, можно уменьшить шлифованием шва. Однако надо учитывать, что впадины, инициирующие образование трещин, могут возникать также непосредственно во время деформирования шва из-за локализации пластических деформаций в шве, особенно если пределы текучести основного материала и шва сильно различаются.

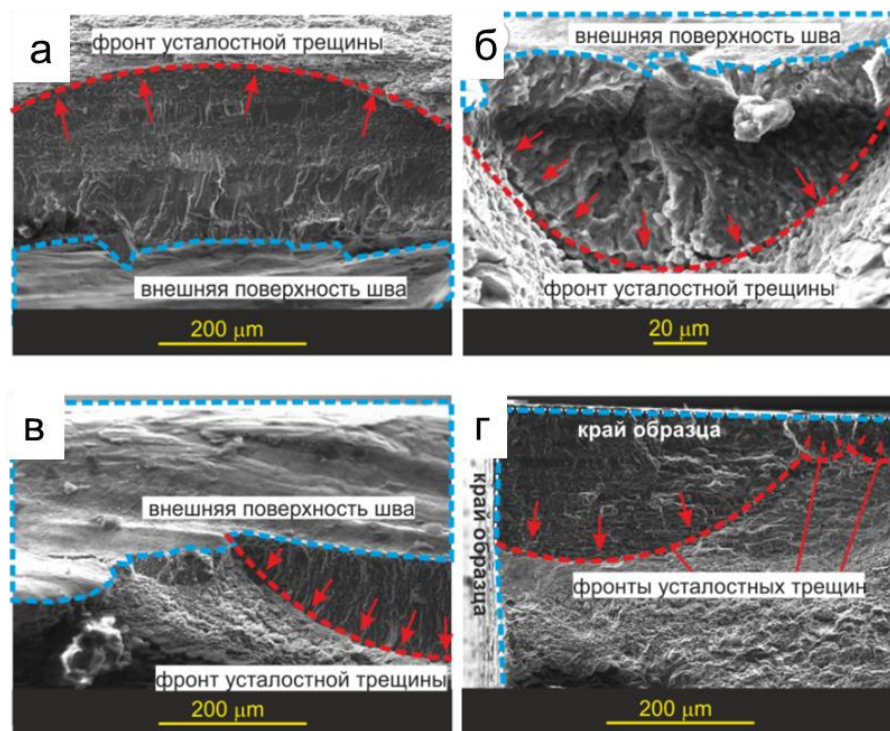


Рисунок 5.3.6 – Трещины, инициированные впадинами на поверхности шва: а, б, – при  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ , в, г – при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ .

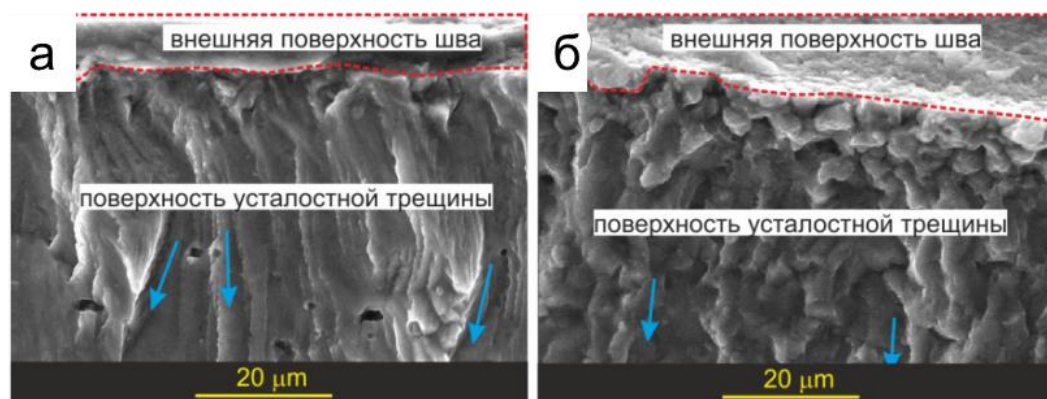


Рисунок 5.3.7 – Морфология поверхностей трещин: а – на плотных участках поверхности шва, б – на рыхлых участках поверхности шва.

Кроме веерообразных поперечных усталостных трещин на поверхностях изломов, образовавшихся при  $T_{test} = -60$  и  $85^{\circ}\text{C}$  имеются другие зоны разрушения, в несколько раз превосходящие их по размерам (рис. 5.3.8 а). В этих областях происходит расслоение (рис. 5.3.8). Поверхности вторичных трещин при малоцикловом нагружении на поверхностях имеются бороздки (рис. 5.3.8 в,г), что является признаком постепенного продвижения трещин в материал. При  $T = -60^{\circ}\text{C}$  бороздки больше, чем при  $T = 85^{\circ}\text{C}$ .



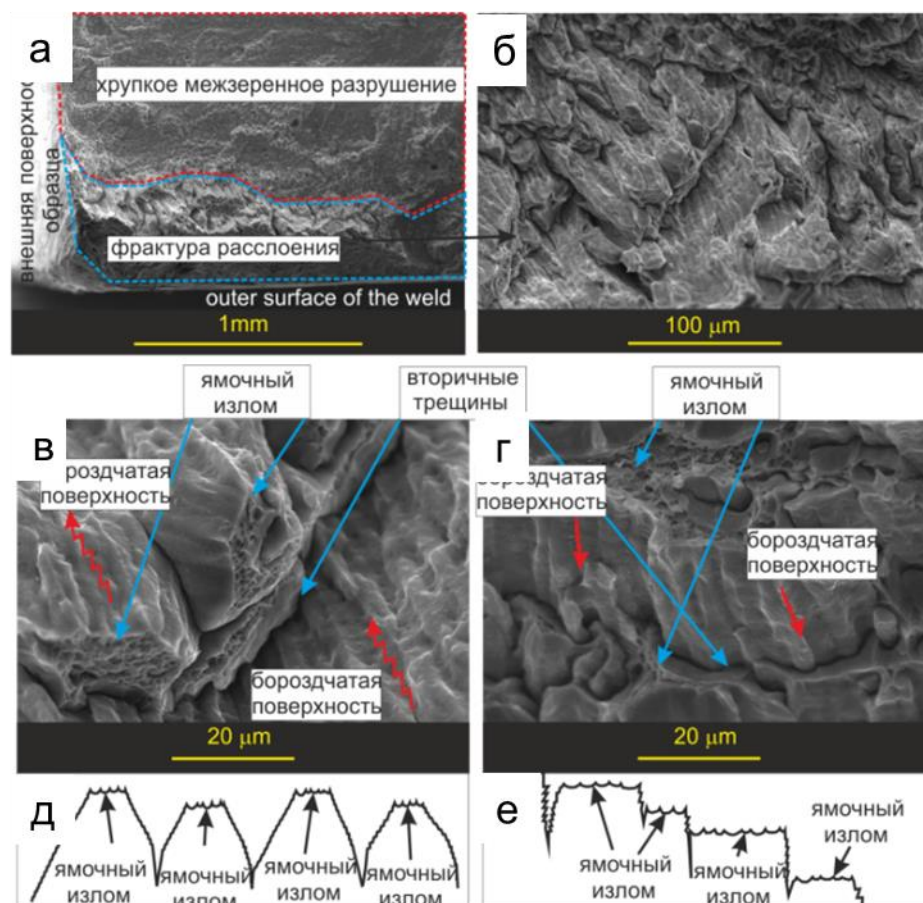


Рисунок 5.3.8 – Фрактуры расслоения при циклическом нагружении:

а, б, в – при  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ , г – при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ .

д – схематичное изображение расслоения при  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ ,

е – схематичное изображение расслоения при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ .

Наличие бороздчатой структуры и тот факт, что она наблюдается только при циклическом нагружении, подтверждает, что рост вторичных трещин происходит во время циклического нагружения. При  $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$  форма сегментов, разделенных хаотически ориентированными вторичными трещинами, подобна усеченным конусам с ямочным изломом на вершине (рис. 5.3.8 д). При  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$  поверхность имеет блочно-ступенчатый вид (рис. 5.3.8 е), многие вторичные трещины проходят вдоль слоев, параллельных плоскости листа, из которого вырезаны образцы. Слоистую текстуру также можно наблюдать на поверхностях больших веерообразных усталостных трещин при  $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.3.8 а,г). Как и в случае разрушения при статическом растяжении, из этого можно сделать вывод,



что при  $T_{test} = 85 \text{ }^{\circ}\text{C}$  образование усталостных трещин типа расслоения, как и веерообразных поперечных трещин, происходит вблизи границы ЗТВ, а при  $T_{test} = -60 \text{ }^{\circ}\text{C}$  смещается от этой границы вглубь шва. При  $T_{test} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  сварное соединение находится в промежуточном состоянии, когда усталостное расслоение на границе ЗТВ уже не происходит, а усталостное расслоение между крупными зернами вблизи границы ЗТВ и зоны плавления еще не происходит. В этом случае образуются только веерообразные поперечные трещины. Зоны усталостного расслоения в основном прилегают к поверхности шва и имеют ширину до 400 мкм, что составляет около четверти толщины образца. Вероятно, отсутствие этого типа усталостного разрушения при  $T_{test} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  приводит к тому, что максимальное число циклов оказывается в 1,5-2 раза больше, чем при повышенной и пониженной температурах.

#### **5.4. Выводы по главе 5.**

Предельное число циклов для лазерных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li при  $T_{test} = 20, 85$  и  $-65^{\circ}\text{C}$  и деформации составляли 4 % составило 3000. Для обработанного шва при той же начальной деформации предельное число циклов равно 9000 для  $T_{test} = 20$ , 11000 циклов для  $T_{test} = -65^{\circ}\text{C}$  и 1500 циклов  $T_{test} = 85$ . На поверхности разрушения присутствовали веерообразные трещины, развившиеся от поверхностных дефектов.

Лазерные сварные соединения сплава 1441 после ТО выдерживают при тех же условиях в 4 раз большее количество циклов нагружения, чем соединения В-1461 (при  $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$  предельное число циклов для 1441 около 27500, а у В-1461 – 8500).

Снижение температуры испытания для сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li увеличивает хрупкость зоны плавления термообработанного шва по сравнению с зоной термического влияния. Для сплава 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li этого не происходит.

Предельное число циклов нагружения термообработанного шва В-1461 и базового сплава совпадает при сходных условиях нагружения при  $T = 20^{\circ}\text{C}$ .

Для В-1461 нагрев до  $85^{\circ}\text{C}$  и охлаждение до  $-60^{\circ}\text{C}$  снижают предельное число циклов нагружения термообработанного шва сплава В-1461 в 1.5–2 раза по сравнению с  $T = 20^{\circ}\text{C}$ . Для сплава 1441 системы  $\text{Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li}$  нагрев дает такой же результат, а отрицательное влияние охлаждения существенно меньше.

Уменьшение предельного количества циклов при  $T = 85^{\circ}\text{C}$  (для обоих сплавов) и  $-60^{\circ}\text{C}$  (для В-1461) обусловлено тем, что при этих температурах сварных соединениях этих сплавов при циклическом нагружении происходит развитие трещин расслоения вблизи границы ЗТВ и зоны плавления.

Результаты исследований, представленные в главе 5, отражены в публикациях [164–167].

## Глава 6. Механика структурно-фазового состав лазерных сварных соединений.

### 6.1 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg до и после оптимальной термообработки

Основой твердого раствора исходного сплава является фаза  $\alpha_1$ -Al с кубической структурой  $Fm\bar{3}m$ . Механические характеристики исходного сплава обусловлены присутствием в основном упрочняющей интерметаллидной фазы S(Al<sub>2</sub>CuMg).

На рисунке 6.1.1 показан временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительное удлинение  $\delta$  исходного сплава, сварного шва, сварного шва после оптимальной закалки при  $T=500\text{ }^\circ\text{C}$  и закалки с последующим искусственным старением при  $T=190\text{ }^\circ\text{C}$  и времени 8 часа.

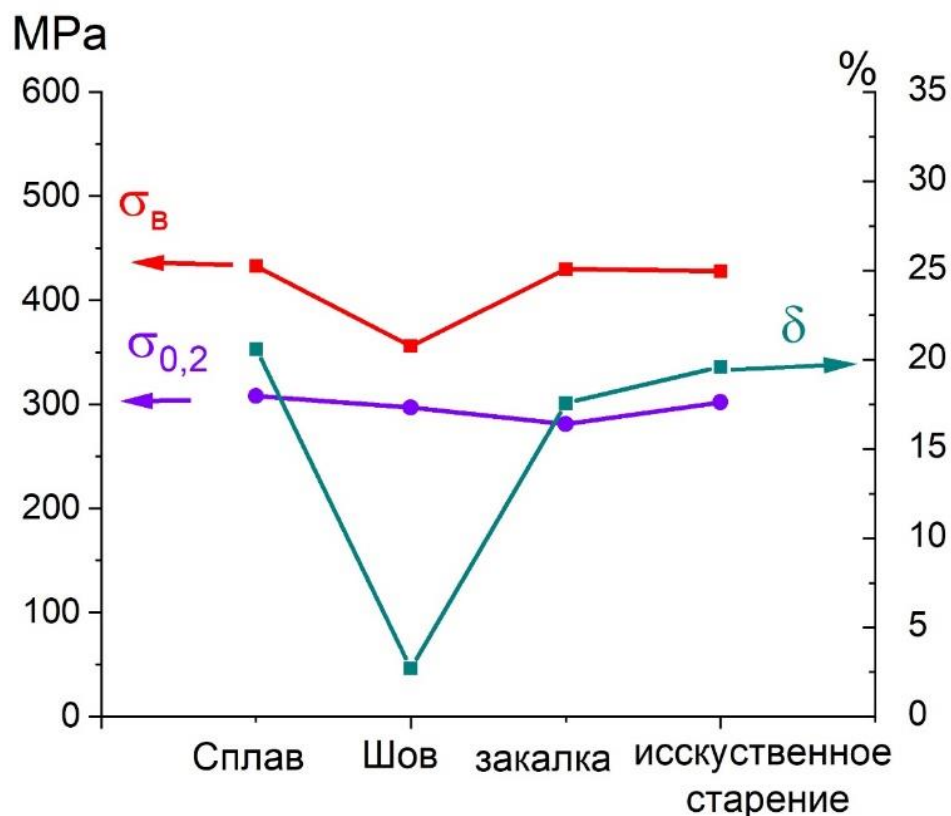


Рисунок 6.1.1 – Механические характеристик сплава, сварного шва до и после оптимального ТО. (Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg)

Согласно рис. 6.1.1 временное сопротивление и относительное удлинение сварного шва уменьшается по сравнению с исходным сплавом. Предел текучести близок к значениям исходного сплава. Применение процедуры закалки позволило повысить механические характеристики образцов со сварным соединением. Происходит увеличение  $\sigma_B$  и  $\delta$  до значений 424 МПа и 17,6%, и снижение  $\sigma_{0,2}$  до 282 МПа.

После оптимального искусственного старения значения  $\sigma_B = 428$  МПа, т.е. 99 % от значений для исходного сплава в состоянии поставки. Значения  $\sigma_{0,2}$  составляют 310-320 МПа, и превышают значения исходного сплава в состоянии поставки. Значения  $\delta$  составляет 20 %.

В процессе сварки в шве фазовый состав и распределение легирующих элементов существенно изменяется. Согласно данным, полученным с использованием синхротронного излучения в сварочном шве кроме  $S(Al_2CuMg)$  формируется стабильная некогерентная фаза  $\theta(Al_2Cu)$  (см.рис.6.1.2.). Наблюдается выделение значительного количества меди (см. раздел 4.1 Рис.4.17.) с 4 до 12 вес.% и слабое магния на границе дендрита с формированием медесодержащих фаз  $S(Al_2CuMg)$  и  $\theta(Al_2Cu)$ .

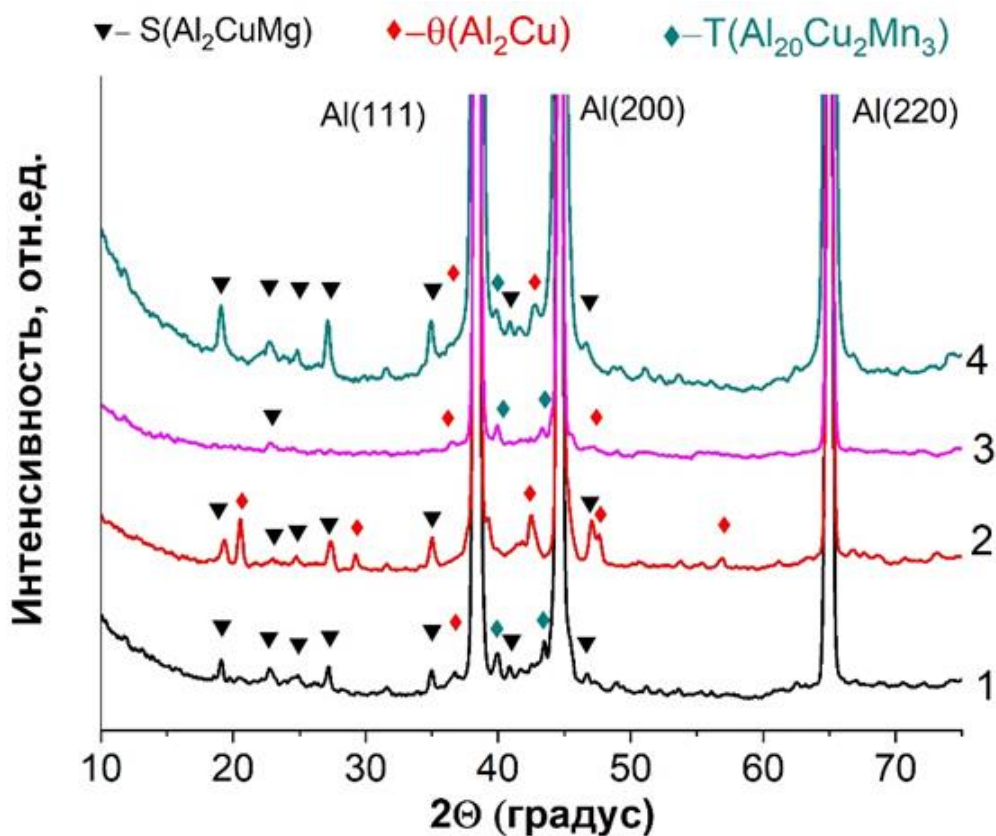


Рисунок 6.1.2 – Рентгенограммы (на просвет) полученные с помощью синхротронного излучения. (Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg)

1- сплав, 2 сварной шов, 3 сварной шов после закалки,  
4 сварной шов после закалки+ искусственное старение.

В работе [43] для алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Mg-Li и Al-Cu-Li было показано следующие. Выделение тройных фаз в сплавах с магнием (фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ ) приводит к снижению параметров решётки твердого раствора, а в сплавах с медью (фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ ) к его увеличению за счет уменьшения содержания в нем магния или меди соответственно. В нашем случае можно предположить, что в исходном сплаве в процессе промышленного производства, включающего термомеханическую обработку, свободная медь и магний в твердом растворе отсутствовали и представлены в виде интерметаллидных фаз  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ . В процессе плавления интерметаллидная фаза  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  разрушалась, большая часть меди и незначительное количество магния сосредотачивалась на границах дендритов с образованием в основном стабильной фазы  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  в процессе кристаллизации. В результате, происходило снижение механических

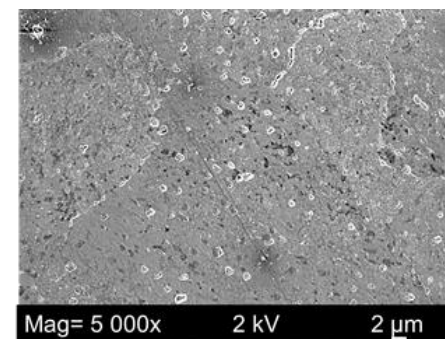
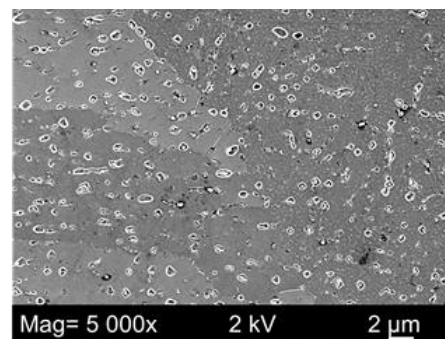
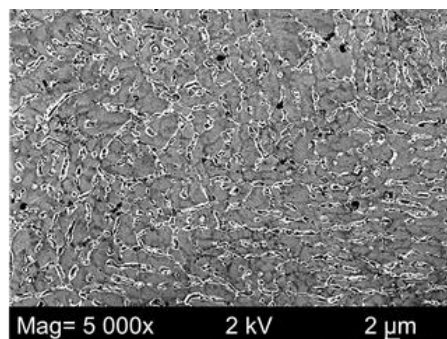
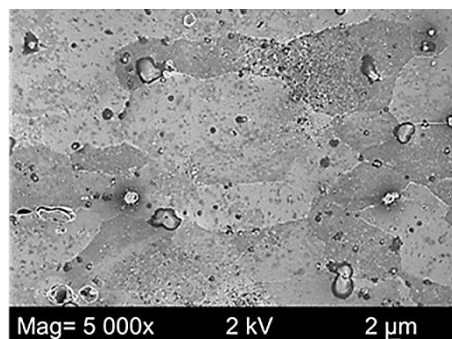
характеристик сварного соединения. Уход легирующих элементов на границы субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией. При резком остывании расплава происходит быстрая кристаллизация фазы  $\alpha$ -Al с выделением части легирующих элементов в виде отдельных фаз на границах зерен кристаллизации (см. рис. 6.1.3). Периферийные зоны дендритных ветвей субзерен обогащены элементами, понижающими температуру плавления алюминия, в частности, медью. Кроме этого, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики и при этом интерметаллидные фазы, взаимодействующие с алюминием по эвтектической реакции, располагаются по границам дендритных ячеек.

Сплав

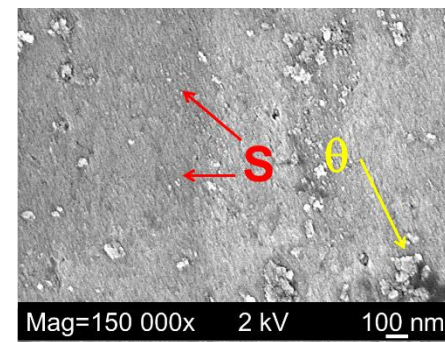
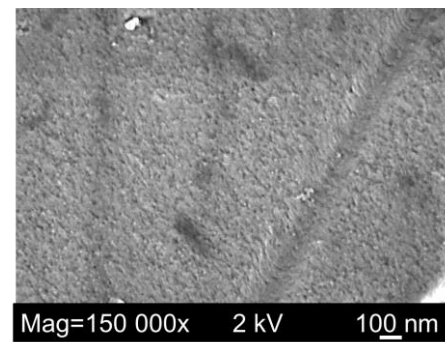
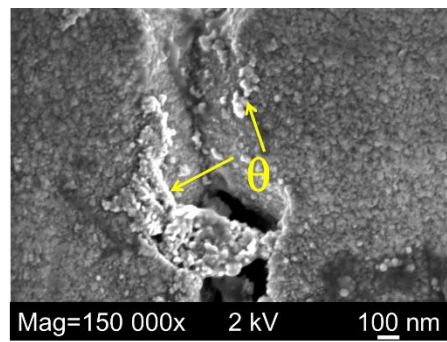
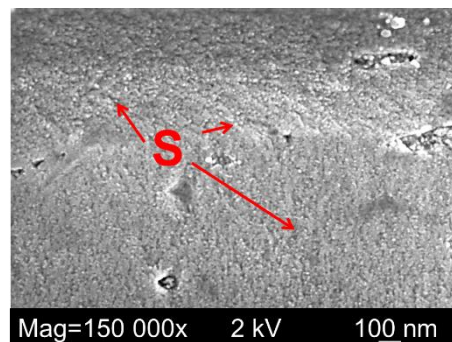
Сварной шов

Сварной шов по закалки

Сварной шов по закалки и  
искусственного старения



а)



б)

Рисунок 6.1.3 – Микро (а) и нано структура сплава и сварного шва до и после оптимального ТО.

(Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg)



Закалка существенным образом изменяет микро нано структуру (см. рис. 6.1.3), фазовый состав сварного шва и механические характеристики сварного шва. Значения  $\sigma_B$  для образцов со сварным соединением достигают значений исходного сплава. Значения  $\sigma_{0,2}$  снижаются по сравнению с исходным сплавом, при этом  $\delta$  резко увеличивается.

Для эффективной гомогенизации твердого раствора важную роль должна играть температура закалки. Скорость диффузии существенно зависит от температуры [78].

При гомогенизации в процессе оптимальной закалки при  $T=500$  °C произошло растворение интерметаллидных фаз и границ зерен, легирующие элементы равномерно распределяются в твердом растворе. В результате созданся пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии, который, определяет повышение прочности после закалки и возможность дальнейшего упрочнения при старении.

Необходимо отметить, что цель закалки – получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние, т.е. пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. Такое состояние обеспечивает, с одной стороны, непосредственное повышение (по сравнению с равновесным состоянием) твердости и прочности, а с другой стороны, возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении.

При такой структуре алюминиевые сплавы также пластичны, но значительно прочнее, чем в равновесном состоянии. Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов и охлаждений получить некоторую промежуточную структуру, которая соответствует начальным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Например, твердый раствор, содержащий 4,0% Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен при комнатной температуре. Выделение интерметаллидных фаз не успевает происходить. Поскольку равновесная растворимость меди в алюминии при низких температурах составляет около 0,2%,

твердый раствор в закаленном сплаве Al+4% Cu пересыщен медью более чем в 20 раз. Необходимо отметить, что регулирование порядка, как очень локальный процесс формирования зон ГП и фаз  $\theta''$  и  $S''$ , зависит только от нескольких скачков на атом, в то время как образование осадков  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) и  $S$  (Al<sub>2</sub>CuMg) зависит от дальнедействующих атомно-диффузионных процессов [50]. Важно, что образование зон Гинье-Престона (ГП) связано с формированием в твердом растворе субмикроскопических областей с повышенным содержанием меди. Зоны ГП в сплавах Al–Cu имеют пластинчатую форму и образуются на кристаллографических плоскостях (100) и являются частью твердого раствора, их кристаллическая структура такая же, как и твердого раствора, т.е. они полностью когерентны с алюминиевым твердым раствором, но постоянная решетки несколько меньше из-за повышенной концентрации меди, атомный радиус которой меньше, чем алюминия. Для них характерны не большие размеры (толщина 0,5...1,0 нм, диаметр 4...10 нм). На следующем этапе в твердом растворе образуются выделения, например, промежуточные  $\theta''$  и  $S''$  фазы, состав которых соответствует фазам  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и  $S$  (Al<sub>2</sub>CuMg). Предполагается, что фаз  $\theta''$  и  $S''$  зарождаются и растут на участках ГП, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон. Ранее в работах [60,61] изучали поведение осадков вокруг дислокаций. Они показали, что метастабильные фазы имеет сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением. Фазы  $\theta''$  и  $S''$  с полностью когерентны с алюминиевым твердым раствором [60,61]. Например, для  $\theta''$  характерно упорядоченное взаимное расположение атомов меди и алюминия, при котором часть плоскостей занята только атомами меди, а часть – только атомами алюминия. Максимальная толщина выделений  $\theta''$  составляет 10 нм, а диаметр – до 150 нм.  $\theta''$  лишь условно может называться фазой, поскольку частицы  $\theta''$  не имеют дискретной границы раздела с матрицей, что существенно затрудняет их регистрацию методами РФА.

**Рост прочности при закалке**, по видимому, связан с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с

выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$ , и  $S''$  фаз (в сплавах Al–Cu Mg.) Хорошо известно [50], что более высокой пиковой прочности можно достичь благодаря хорошо сбалансированному образованию когерентных и последующих полукogerентных выделений  $S''$  и  $S'(Al_2CuMg)$ , соответственно. Значительное упрочнение сплавов при закалке является результатом того, что зоны GPB и метастабильные частицы интерметаллидных фаз служат препятствием для движения дислокаций. Движущиеся при пластической деформации дислокации (см. например, [50]), перерезают зоны ГП и метастабильных  $\theta''$ , и  $S''$ , однако упругие деформации, существующие вокруг зон, нарушение упорядоченности в расположении атомов при прохождении дислокаций через зоны, обуславливают повышение напряжения, необходимого для движения дислокаций.

Диффузионные процессы в твердом растворе и их влияние на образование стабильных фаз подробно исследованы для смеси Al–Cu–Mg в [47]. Здесь важно подчеркнуть различие двух процессом. При затвердевании расплава сварного шва формирование стабильных фаз  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) и  $S(Al_2CuMg)$  на границах субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией, т.е. диффузионными процессами в жидкой фазе. При закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее.

Максимальные механические характеристики образца со сварным швом достигнуты при использовании полного комплекса термического воздействия: закалки и искусственного старения.

Впервые четко экспериментально показано, что изменение прочности в следствие закалки при оптимальной температуре в области 500 °C физически обусловлено как изменением микро и нано структуры. т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизация твердого раствора. При оптимальном искусственном старении микроструктура и фазовый состав сварного шва приближаются к исходному сплаву.

Представленные результаты дают исчерпывающую картину изменения механических характеристик неразъемных соединений сплава Al–Cu–Mg

полученных методом лазерной сварки и подвергнутых термической постобработке (закалка и искусственное старение). Состояния твердого раствора сварочного шва (микро и нано структуру, распределения легирующих элементов, образование и растворение основных упрочняющих фаз), обуславливает изменение механических характеристик.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены в таблице 6.1.1 и на рисунке 6.1.3.

Таблица 6.1.1 – Фазовый состав образцов исходного сплава и сварного шва содержащего.

		Исходное состояние	закалка 500 °С	закалка 500 °С искусственное старение 190 °С 8 часов
Сплав	Основные фазы	$\alpha\text{Al}$ , $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$	$\alpha\text{Al}+\text{ПТР}$	$\alpha\text{Al}+\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$
	Дополнительные фазы	$\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$	$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$	$\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$
Шов	Основные фазы	$\alpha\text{Al}$ , $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$	$\alpha\text{Al}+$ $\text{ПТР}+\text{ЗГП}$	$\alpha\text{Al}+\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$
	Дополнительные фазы	$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$	$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ $\theta''(\text{Al}_2\text{Cu})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$	$\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ $\text{T}(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$

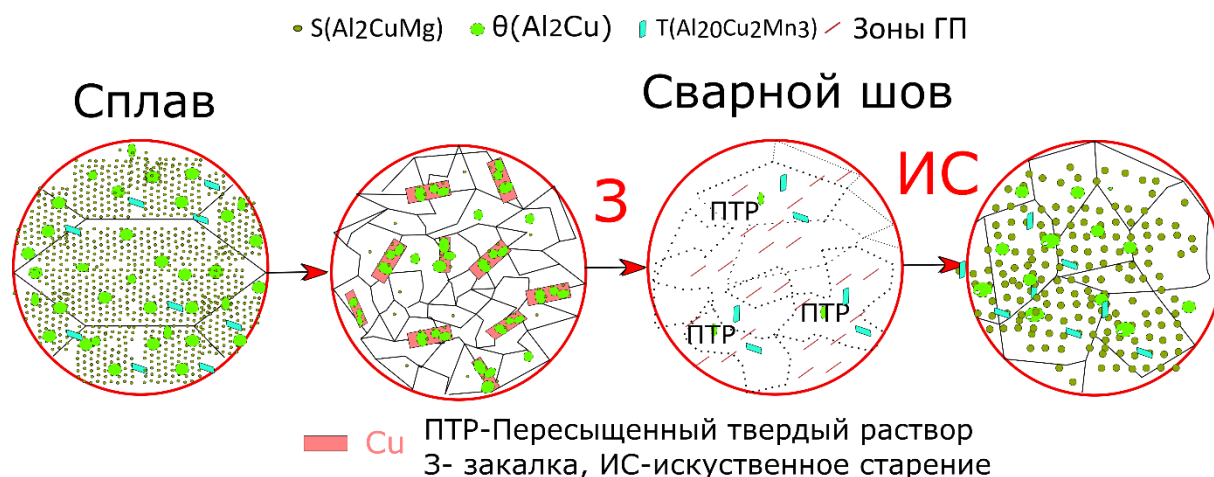


Рисунок 6.1.3 – Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО.

В качестве основных фаз, выделены параметры, непосредственно влияющие на механические характеристики.

Основываясь на экспериментальных данных, а также согласно рисунку 6.1.3 и таблице 6.1.1 Эволюцию фазового состава сварного шва можно представить в следующем виде:



Впервые исследовано влияние термообработки на структурно-фазовый состав алюминиевого сплава и сварного шва системы Al-Cu-Mg сварного соединения с применение сканирующей электронной микроскопией и синхротронного излучения. На основе полученных данных можно сделать следующие выводы

В процессе лазерной сварки происходит локализации меди на границах дендритных зерен и существенно обеднению медью твердого раствора, что обусловлено неравновесностью процесса кристаллизации расплава шва и, как следствие, неравномерностью распределения легирующих элементов.

На границе дендрита в сварном шве формируются медесодержащие фазы  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  и  $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ . Временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 81%, 96 и 2,7 % соответственно от исходного сплава.

Оптимальная закалка при  $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$  образца со сварным швом приводит к равномерному распределению легирующих элементов в твердом растворе с формированием пересыщенного твердого раствора легирующих элементов.

Искусственное старение при  $T=190\text{ }^{\circ}\text{C}$  и времени 8 часа приводит к формированию как в сплаве, так и в сварном шве фазы  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ . Временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение сварного шва составляет 99%, 98 и 95 % соответственно от исходного сплава.

## 6.2 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li до и после оптимальной термообработки

Основой твердого раствора исходного сплава является фаза  $\alpha_1$ -Al с кубической структурой  $Fm\bar{3}m$ , с включением основной упрочняющей интерметаллидной фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), и тройной фазы S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi).

На рисунке 6.2.1 показан временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительное удлинение  $\delta$  исходного сплава, сварного шва, сварного шва после оптимальной термообработки в виде закалки при T= 490 °C с выдержкой 30 мин и закалки с последующим искусственным старением при T=175 °C и времени 16 часа.

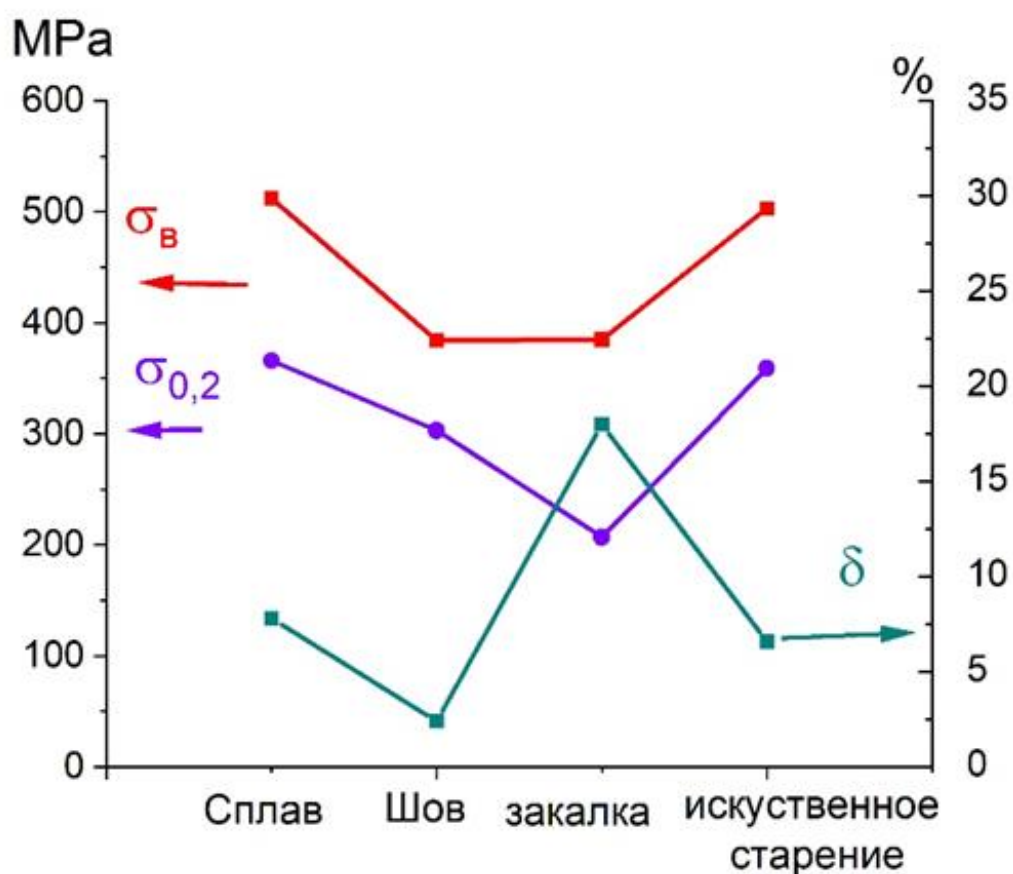


Рисунок 6.2.1 – Механические характеристик сплава, сварного шва до и после оптимального ТО. (1424 система Al-4.9Mg-1.65Li)



Согласно рисунку 6.2.1 закалка образца со сварным соединением не приводит к увеличению временного сопротивления, предел текучести снижается а относительное удлинение растёт. После искусственного старения происходит рост временного сопротивления и текучести и снижения относительного удлинения. Для образцов со сварным соединением сплава 1424 основной прирост прочности происходит за счет процесса искусственного старения с 385 МПа до 503 МПа. Закалка не приводит к существенному росту  $\sigma_{\text{в}}$ , при этом приводит к уменьшению значения  $\sigma_{0.2}$  по сравнению с исходным сплавом и сварным швом без ТО до 207 МПа, искусственное старение резко повышает его значение до 359 МПа. Значение  $\delta$  резко повышается в результате процесса закалки до 18% и падает в результате искусственного старения до 6,6%.

Механические характеристики сварного шва достигают значений исходного сплава в состоянии поставки.

Анализируя микроструктуру сварного шва и сплава показанную на рисунке 6.2.2, основываясь на работах [41,143,168,169] можно предположить следующее. Цепочки темных агломератов, располагающихся преимущественно на границах дендритных зерен для сплава и на границах, и в объеме дендритных зерен сварного шва, являются скоплением  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ .

Наноструктура полученная с помощью просвечивающего электронного микроскопа в темном поле показывает, что в твёрдом растворе сплава внутри дендритного зерна частицы размером порядка 10-25 нм являются  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ , наблюдаются так же композиционные частицы  $\text{Al}_3(\text{ZrSc})$  в виде колечек. Внутри дендрита сварного шва присутствует малое количество фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ .

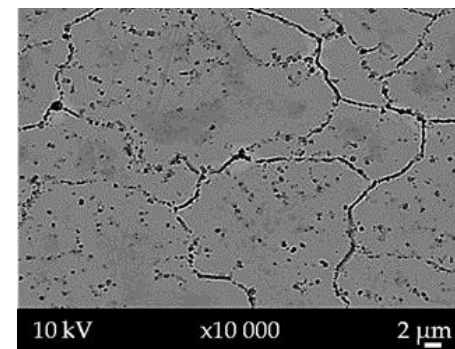
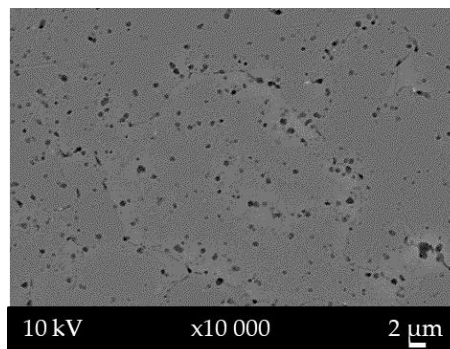
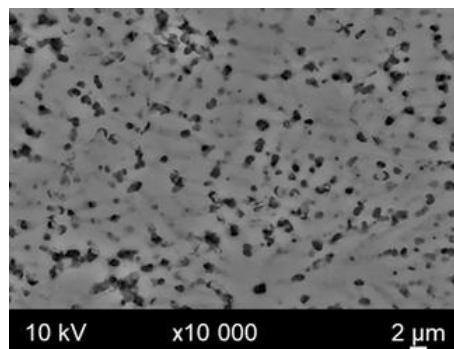
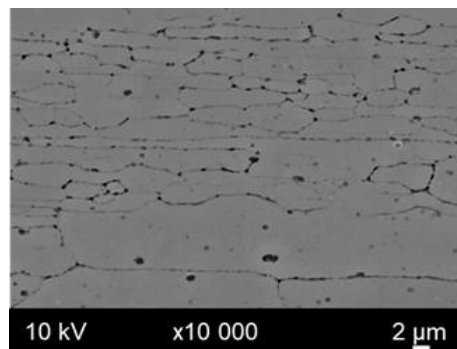
Изменение фазового состава полученные с помощью синхротронного излучения и показанные на рисунке 6.2.3 подтверждают данный вывод. При этом частицы фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  малы, что обуславливает значительную угловую ширину дифракционного рефлекса этой фазы и, как следствие, снижение интенсивности измеряемого сигнала.

Сплав

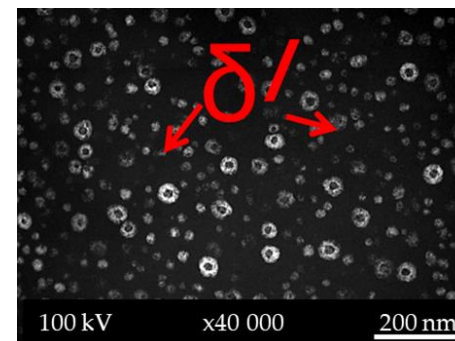
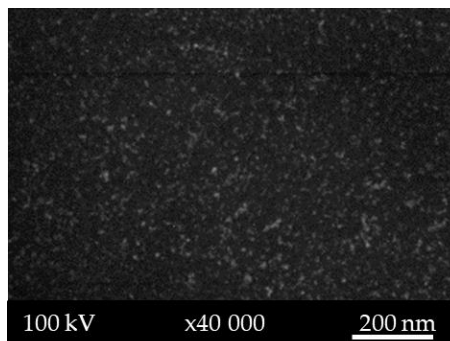
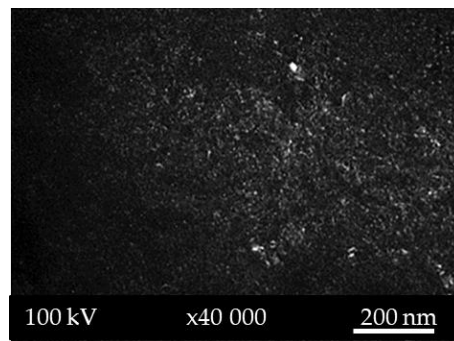
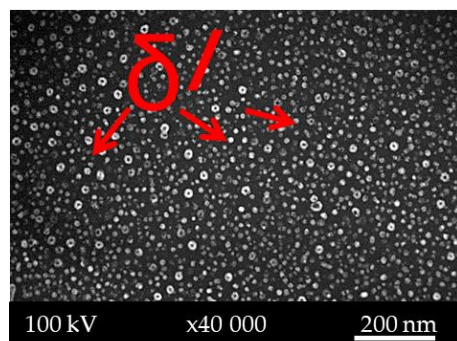
Сварной шов

Сварной шов по закалки

Сварной шов по закалки и  
искусственного старения



а)



б)

Рисунок 6.2.2 – Микро (а) и нано структура сплава и сварного шва до и после оптимального ТО.

(1424 система Al-4.9Mg-1.65Li)

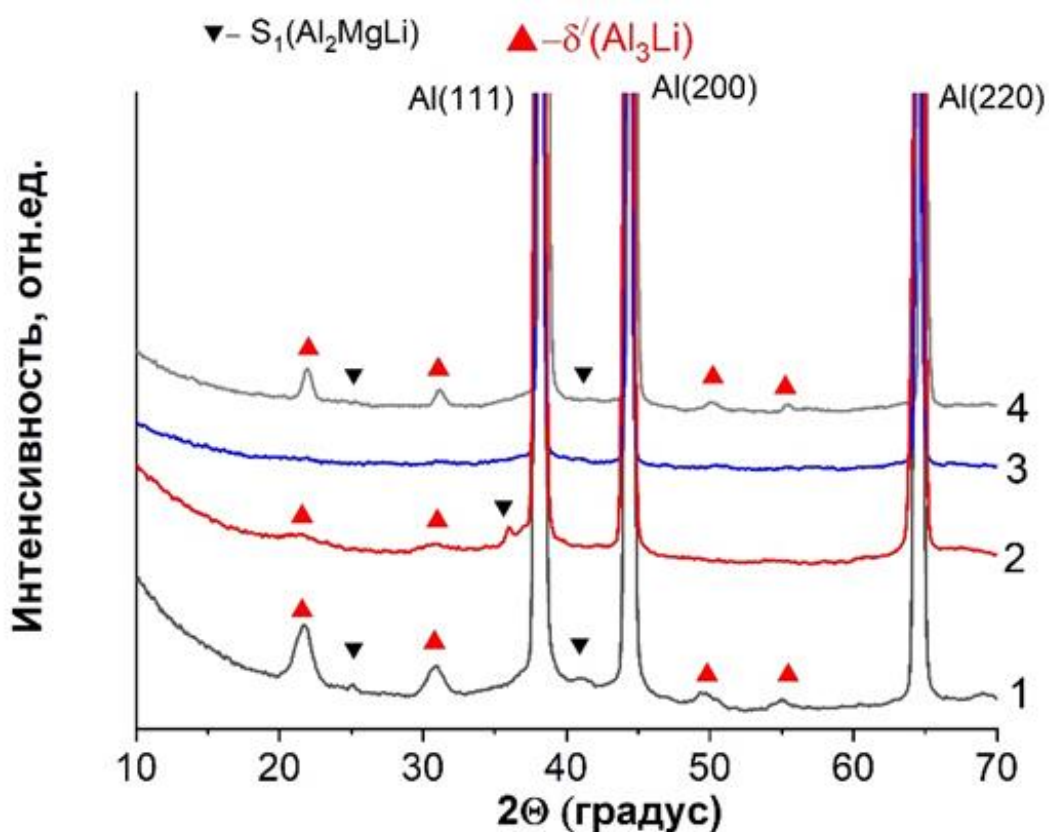


Рисунок 6.2.3 – Рентгенограммы (на просвет) полученные с помощью синхротронного излучения. (1424 система Al-4.9Mg-1.65Li)

1- сплав, 2 сварной шов, 3 сварной шов после закалки,  
4 сварной шов после закалки+ искусственное старение.

Методом рентгена фазового анализа на отражение показано, что сварной шов содержит 3 фазы твердого раствора  $\alpha_1$ -Al,  $\alpha_2$ -Al и  $\alpha_3$ -Al с различным периодом кристаллической решетки и размером кристаллитов (см. раздел 4.3.2). Данное обстоятельство может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией с выделением легирующих элементов интерметаллидной тройной фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ . При реализованных скоростях охлаждения сварного шва, диффузия в твердой фазе не успевает пройти, в то время как в жидкости она может быть довольно полной, т.е. состав выделившихся из жидкости кристаллов далее изменяется слабо. Их состав, в основном, определяется составом жидкой фазы в тот момент, когда они образовались. В этом случае кристаллизация начинается при максимальной температуре  $T_i$  с выделением кристаллов состава  $\alpha_i$ -Al, содержащим легирующие элементы, максимально повышающие температуру плавления-кристаллизации. По

мере понижения температуры начинается кристаллизация с выделением кристаллов  $\alpha_j\text{-Al}$ , определяемым остаточным составом жидкого металла. В результате, в системах эвтектического и перитектического типов при таких условиях кристаллизации образуются аномально пересыщенные твердые растворы легирующих элементов и примеси неравномерно распределяются по объему дендритов твердого раствора [170,171]. Кроме этого, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики, и первичные интерметаллиды.

В нашем случае, в сварном шве происходит формирование тройной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  в результате перитектической реакции, причем частицы этой фазы хаотически располагаются по твердому раствору (см. рис. 6.2.2 а). Данный вывод находится в соответствии с изменением параметров решетки твердого раствора (см. раздел 4.3.2). Детальный анализ влияния распределения легирующих элементов в твердом растворе и их фазового состояния, для сплавов системы Al-Mg-Li, проведен в работах [41,42,44]. Отмечено, что растворение Mg в твердом растворе приводит к увеличению периода решетки. В результате выделения тройной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  происходит обеднение твердого раствора магнием, что приводит к снижению периода решетки. По видимому, именно это обстоятельство обусловило появление фазы  $\alpha_2\text{-Al}$  (см. раздел 4.3.2) в процессе кристаллизации расплава в зоне сварного шва, что подтверждается и данными по микроструктуре шва. Принимая во внимание тот факт, что анализ фазового состава и параметров решетки твердого раствора проводился с области, в которой присутствовали зоны как обработанные лазером, так и необработанные (см. раздел 2.2), следует отметить вклад в получаемую дифрактограмму обеих областей. В связи с этим, можно предположить, что вклад фазы  $\alpha_2\text{-Al}$  в зоне сварного шва может превышать 22%.

После закалки в сплаве произошло значительное растворение метастабильной  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  и частичное растворение упрочняющей фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  внутри дендрита. Именно это обстоятельство обуславливает снижение временного сопротивления сплава после закалки с 512 МПа до 371 МПа.

В сварном шве в результате закалки зарегистрировано значительное растворение метастабильной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  (см. рис. 6.2.2, а). Упрочняющая фаза  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  в нем практически отсутствует (см. рис. 6.2.2, б).

Легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах (в частности, в тройной фазе  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ ), полностью или частично растворялись в алюминии. После процесса закалки фаза твердого раствора  $\alpha_2\text{-Al}$  отсутствует. Результаты измерения периода решетки показывают, что при оптимальных режимах закалки и (см. раздел 4.3.2) количество фазы твердого раствора  $\alpha_3\text{-Al}$  с увеличенным периодом решетки существенно возрастает. С учетом того, что область шва составляет около 50%; диагностируемого образца, вклад фазы твердого раствора  $\alpha_3\text{-Al}$  в шве может достигать 36 %. Эти результаты полностью коррелируют с данными микроструктуры о снижении количества тройной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  и соответственно растворения магния в твердом растворе.

Таким образом, в результате закалки было сформировано предельно неравновесное состояние - пересыщенный твердый раствор легирующих элементов Mg и Li в алюминии. В сплаве и сварном шве удалось достичь выравнивания механических характеристик и получить, при оптимальной температуре закалки  $T=490^\circ\text{C}$ , максимальную гомогенизацию состава всего образца.

Вопрос о формировании зон ГП в сплавах системы Al – Mg – Li до конца не ясен. Однако наши опыты, показывавшие отсутствие повышения прочности после закалки и гомогенизации твердого раствора легирующими элементами, позволяют предположить, что в отсутствие меди формирование зон ГП не формируются.

Учитывая, что прочностные характеристики сварного шва без ТО и образцов после закалки близки, можно сделать вывод о слабом влиянии тройной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  на временное сопротивление, но при этом относительное удлинение возрастает. Данный вывод согласуется с работами [143,172], в которых так же показано влияние  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  на относительное удлинение. Однако процесс закалки именно при высоких температурах  $T=490^\circ\text{C}$  необходим для создания во

всем изделии (т.е. в шве и исходном сплаве) гомогенного перенасыщенного легирующими элементами твердого раствора, в котором в процессе старения эффективно формируется упрочняющая фаза  $\delta'(Al_3Li)$ , что обуславливает существенный рост прочностных характеристик до уровня основного сплава.

Искусственное старение позволяет обеспечить выделение основной упрочняющей интерметаллидной фазы  $\delta'(Al_3Li)$  в шве, что подтверждается как РФА измерениями, регистрацией рефлексов этой фазы (см.рис. 6.2.3), и измерением структуры на нано уровне (см.рис. 6.2.2). При этом происходит укрупнение данной фазы согласно рефлексам на рентгенограммах и нано структуре. При этом происходит частичная локализация тройной фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ , на границе дендритных зерен.

В работах [41–43] отмечается, что в сплавах с близкими молярными концентрациями Mg и Li, а именно к таким относится сплав 1424, выделение основной упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$ , т.е. связывание Li, приводит к увеличению содержания «свободного» Mg в твердом растворе и росту периода решетки, с другой стороны в результате выделения тройной фазы  $S_1(Al_2MgLi)$  происходит обеднение твердого раствора магнием, что приводит к снижению периода решетки.

Необходимо отметить, что согласно данным работы [44], основным эффектом, который оказывает магний, участвуя в выделении фазы  $\delta'(Al_3Li)$ , сводится к снижению растворимости лития в твердом растворе. В работе [42] при исследовании влияния легирования магнием двойной системы Al-1,7Li отмечается, что при старении выделение фазы  $\delta'(Al_3Li)$  значительно усиливалось ее зарождением на зонах ГП и Mg кластерах, что приводит большему упрочнению этих сплавов по сравнению с чисто двойными Al-Li сплавами.

В нашем случае выделение фазы  $\delta'(Al_3Li)$  при оптимальном режиме ТО искусственного старения приводит к увеличению временного сопротивления сварного соединения, достигая значения исходного сплава (см рис. 6.2.1). Таким образом, увеличение выделение Mg в твердом растворе сварного шва после термической обработки - закалки, на что указывает присутствие  $\alpha_3-Al$  фазы,

способствует, по-видимому, более эффективному формированию в шве основной упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  на стадии искусственного старения, что и обуславливает, в конечном итоге достижение прочности неразъемного соединения равной прочности исходного сплава.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены в таблице 6.2.1 и на рисунке 6.2.4.

Таблица 6.2.1 – Фазовый состав образцов исходного сплава и сплава, содержащего сварной шов в зависимости от режима оптимальной термообработки.

		Исходное состояние	закалка 490 °С	закалка 490 °С искусственное старение 175 °С 16 часов
Сплав	Основные фазы	$\alpha_1-Al$ , $\delta'(Al_3Li)$	$\alpha_1-Al$ ,	$\alpha_1-Al$ , $\delta'(Al_3Li)$ ,
	Дополнительные фазы	$S_1(Al_2MgLi)$	$S_1(Al_2MgLi)$ , Mg, Li	$S_1(Al_2MgLi)$ .
Шов	Основные фазы	$\alpha_1-Al$ , $\alpha_2-Al$ , $\alpha_3-Al$ ).	$\alpha_1-Al$ , $\alpha_3-Al$ Mg, Li	$\alpha_1-Al$ , $\alpha_3-Al$ , $\delta'(Al_3Li)$ ,
	Дополнительные фазы	$S_1(Al_2MgLi)$	$S_1(Al_2MgLi)$	$S_1(Al_2MgLi)$ , Mg



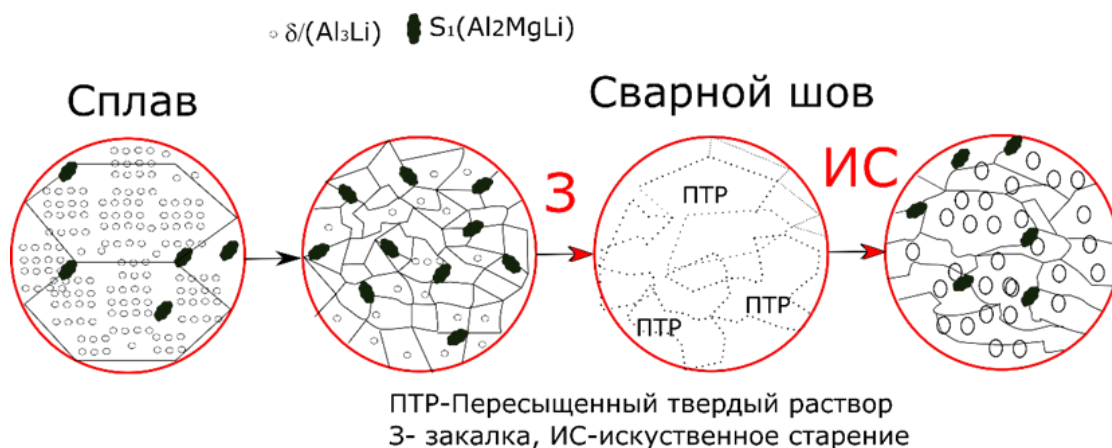
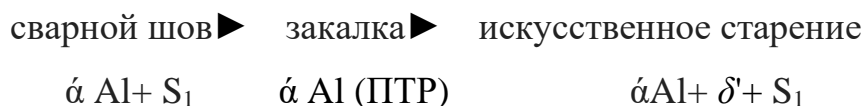


Рисунок 6.2.4 – Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li

В качестве основных фаз, выделены параметры, непосредственно влияющие на механические характеристики. Эволюцию фазового состава сварного шва сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li можно представить в следующем виде:



Впервые на основе комплексного подхода, включающего оптимальную лазерную сварку и последующую термическую обработку (закалку и искусственное старение) удалось реализовать замкнутый цикл фазовых превращений в алюминиево-литиевом сплаве 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li.

Установлено что в сварном шве упрочняющая фаза  $\delta'(Al_3Li)$  отсутствует. Использование оптимальной термической обработки в виде закалки с последующим искусственным старением позволило сформировать в сварном шве упрочняющую фазу  $\delta'(Al_3Li)$ .

Впервые для сварных соединений алюминиево-литиевого сплава 1424 системы Al-Mg-Li после термической обработки достигнуты механические характеристики сравнимые со значением для сплава в состоянии поставки. Достигнуты следующие значения временного сопротивления  $\sigma_{UTS}=503$  МПа, предела текучести  $\sigma_{ys}=359$  МПа и относительного удлинение  $\delta$  6,6 %, что составит приблизительно 97,6 %, 98% и 91,6 % от значений исходного сплава соответственно.

### 6.3 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li до и после оптимальной термообработки

Сплав 1441 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li представляет собой твердый раствор  $\alpha$ -Al с включением легирующих элементов в алюминии, образующих различные фазы:  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li), S' (Al<sub>2</sub>CuMg), T<sub>2</sub> (Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>),  $\beta'$  (Al<sub>3</sub>Zr),.

На рисунке 6.3.1 показан временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительное удлинение  $\delta$  исходного сплава, сварного шва, сварного шва после оптимальной термообработки в виде закалки при 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 200 °С с выдержкой 24 часа.

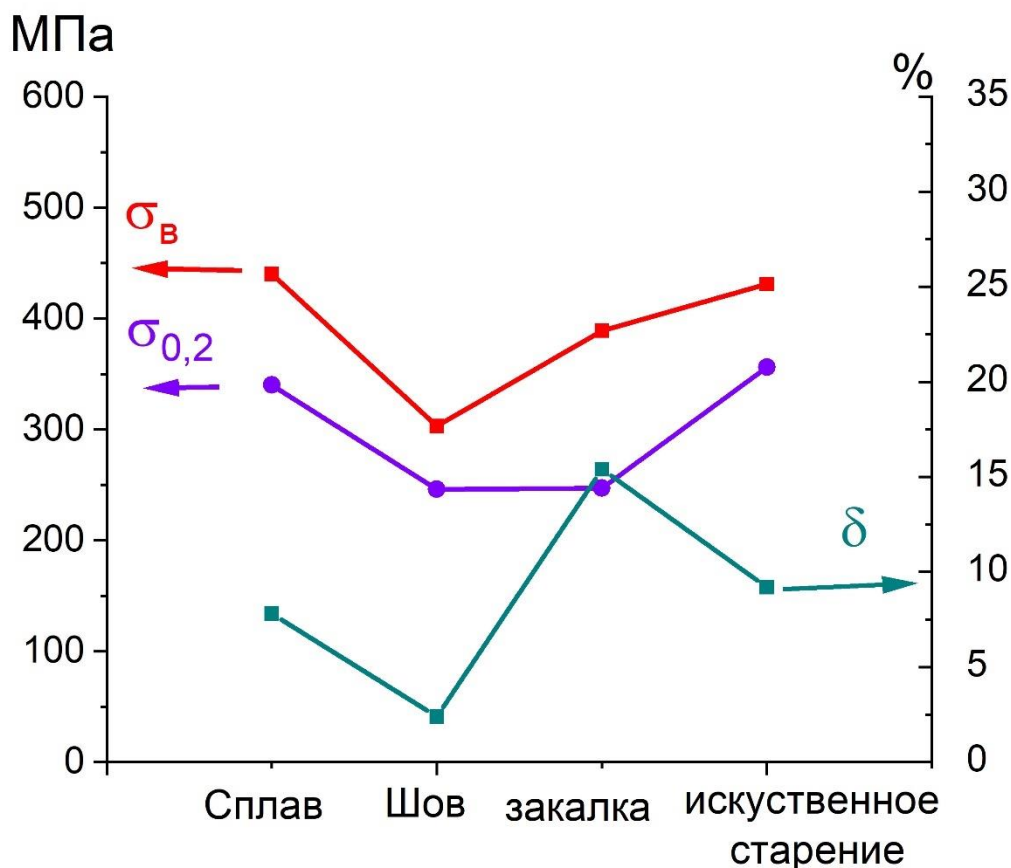


Рисунок 6.3.1 – Механические характеристик сплава, сварного шва до и после оптимального ТО. (1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li)

Анализируя зависимости из рис.6.3.1, можно сделать вывод, что закалка образцов со сварным соединением сплава 1441 на оптимальных режимах приводит к существенному росту временного сопротивления с 303 до 390 МПа и не приводит к увеличению предела текучести. Процесс искусственного старения на оптимальных режимах повышает  $\sigma_v$  с 390 МПа до 430 МПа и резко повышает предел текучести с 247 до 356 МПа. Относительное удлинение образцов со сварным швом резко повышается в результате процесса закалки до 15,4 % и падает в результате искусственного старения на оптимальных режимах до 9,2 %. Механические характеристики сварного шва достигают значений исходного сплава в состоянии поставки.

На рисунке 6.3.2 представлено РЭМ изображение микро и nano структуры сплава, сварного шва до и после ТО в виде закалки и закалки с последующим искусственным старением.

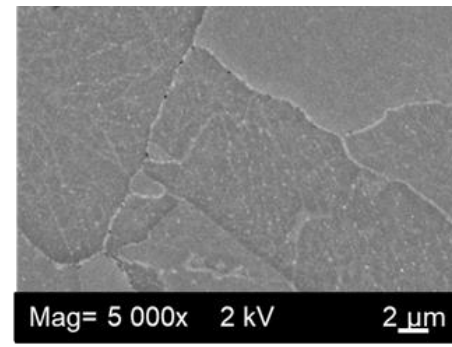
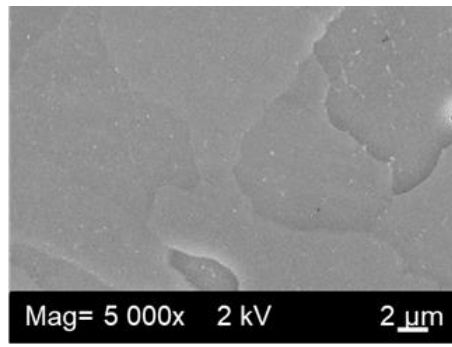
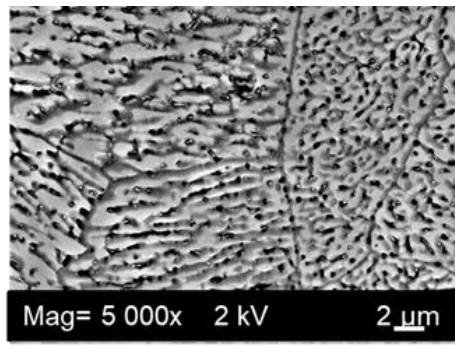
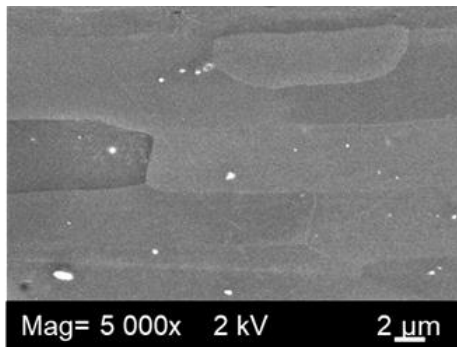
Изменение фазового анализа полученного с помощью синхротронного излучения сплава сварного шва до и после ТО в виде закалки и закалки с последующим искусственным старением показаны на рисунке 6.3.3.

Сплав

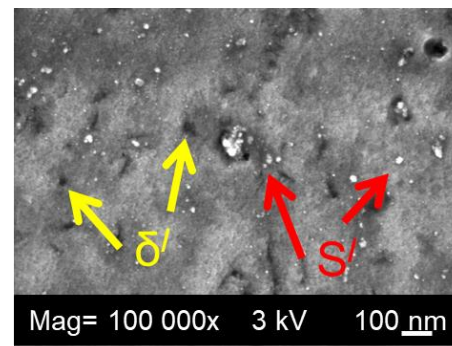
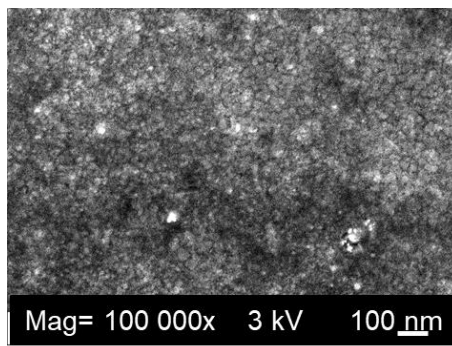
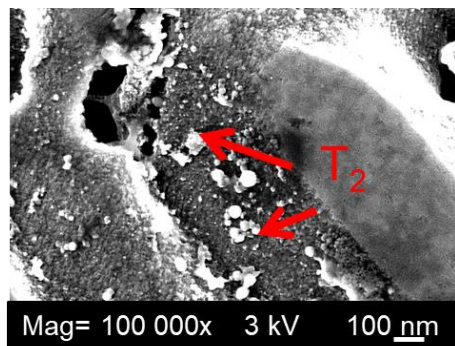
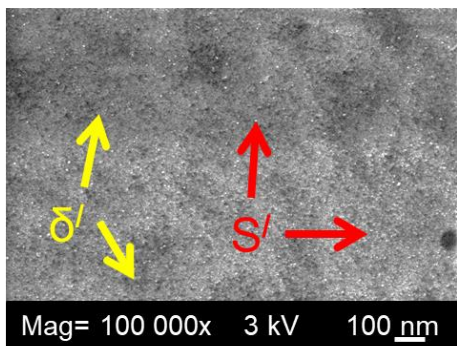
Сварной шов

Сварной шов по закалки

Сварной шов по закалки и  
искусственного старения



a)



б)

Рисунок 6.3.2 – Микро (а) и нано структура сплава и сварного шва до и после оптимального ТО.

(1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li)

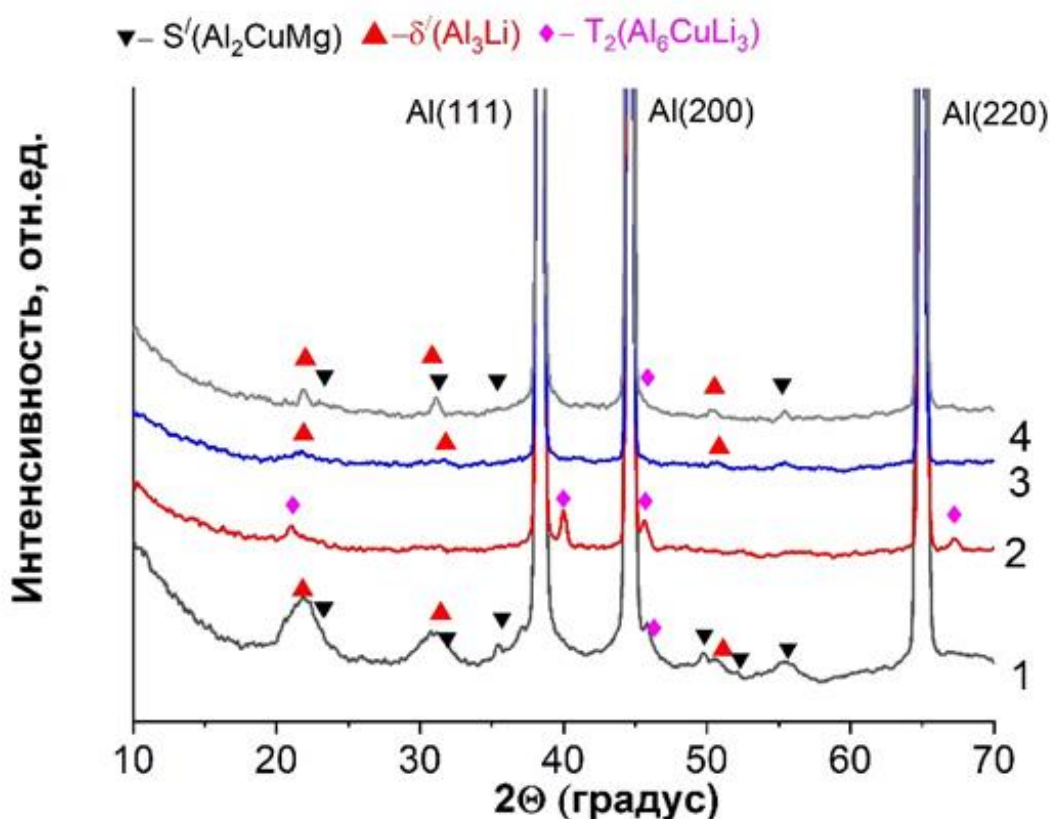


Рисунок 6.3.3 – Рентгенограммы (на просвет), полученные с помощью синхротронного излучения. (1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li)

1- сплав, 2 сварной шов, 3 сварной шов после закалки,  
4 сварной шов после закалки+ искусственное старение.

Как видно из рисунка 6.3.2 а, исходный сплав имеет типичную рекристаллизованную структуру, дендритная структуры не выделена. В твердом растворе сплава наблюдаются мелкие порядка 10 нм светлые и темные частицы рисунка 6.3.2 б. Согласно рисунку 6.3.3, а также данным [173,174] можно предположить что светлые частицы это фаза  $S'(Al_2CuMg)$ , а темные фаза  $\delta'(Al_3Li)$ .

Микроструктура сварного шва принципиально отличается от основного сплава. В процессе лазерной сварки в сварочной ванне произошло полное разрушение исходной структуры материала и при кристаллизации сформировалась дендритная структура. Частицы фаз в виде агломератов располагаются как в теле дендритных ячеек, так и преимущественно по границам дендритных зерен (см.рис 6.2.2 б) размером 50 нм. Основываясь на измерениях, полученных с помощью

синхротронного излучения (см. рис. 6.3.3), можно утверждать данные частицы являются фазой  $T_2$  ( $Al_6CuLi_3$ ).

После закалки происходит кардинальное изменение структуры сварного шва. В сварном шве контрастность дендритной структуры исчезает, в твердом растворе наблюдается мелкие частицы темного цвета и не значительное количество светлых частичек. EDX анализ показывает восстановление концентрации легирующих элементов в твердом растворе сварного шва до значений исходного сплава (см. раздел 4.4). После искусственного старения в твердом растворе сварного шва количество светлых частиц и темных частиц увеличивается при этом увеличивается и сам размер этих частиц. Основываясь на измерениях, полученных с помощью синхротронного излучения (см. рис. 6.3.3), можно утверждать данные частицы являются фазой  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) и  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ).

Отметим так же одно важное обстоятельство. При изучение фазового состава образца используется метод рентгеновской дифракции, при котором угловая ширина рефлекса может быть оценена из выражения:  $\Delta\theta \approx \lambda/L\cos\theta$ ,  $L$  – размер кристаллита, т.е. приблизительно, размер частицы,  $\lambda$  – длина волны излучения анода. Учитывая, что характерный размер частиц  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) фазы может составлять около 4-10 нм [175], а  $S'$  фазы около 50-100 нм [109], то угловая ширина рефлекса  $\delta'$  будет в  $\sim 10$  раз больше чем у рефлекса фазы  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ), а интенсивность при близкой концентрации соответственно в  $\sim 10$  раз меньше. Измерения показывают (см. рис.6.2.3), что после закалки появляются частицы  $\delta'$  фазы с угловой шириной рефлекса в области двойного угла  $22^\circ$ , порядка ( $2-4^\circ$ ), и малой интенсивностью. После процедуры старения этот рефлекс существенно (в 2-3 раза) уменьшает свою угловую ширину и увеличивает интенсивность, что указывает на рост размера частиц фазы  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ).

Необходимо отметить, роль фазы  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) в упрочнении сплавов системы Al-Cu-Li до конца не была установлена [45]. В последние десятилетие механизм осаждения  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) фазы в сплавах Al-Li являлся предметом детального обсуждения



и противоречивых дискуссий, поскольку предполагается, что этот процесс проходит сложный путь в зависимости от температуры и времени [46–49].

В работах [45,50] предполагается, что  $\delta'$ -фаза зарождается и растет на участках зон ГП

В нашем случае можно предположить, что эффект упрочнения связан с образованием  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) на стадии закалки. После искусственного старения на оптимальных режимах в сварном шве зафиксированы рефлекссы интерметаллидных фаз  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li); S'(Al<sub>2</sub>MgCu), которые присутствуют в сплаве.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены в таблице 6.3.1 и на рисунке 6.3.4.

Таблица 6.3.1 – Фазовый состав образцов исходного сплава и сплава, содержащего сварной шов в зависимости от режима оптимальной термообработки.

		Исходное состояние	закалка 530 °С	закалка 530 °С искусственное старение 200 °С 24 часов
Сплав	Основные фазы	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)	$\alpha$ -Al,	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li),
	Дополнительные фазы	S'(Al <sub>2</sub> CuMg)		S'(Al <sub>2</sub> CuMg)
Шов	Основные фазы	$\alpha$ -Al, $T_2$ (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> )	$\alpha$ -Al, Зоны ГП	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li),
	Дополнительные фазы		$\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)	S'(Al <sub>2</sub> CuMg)



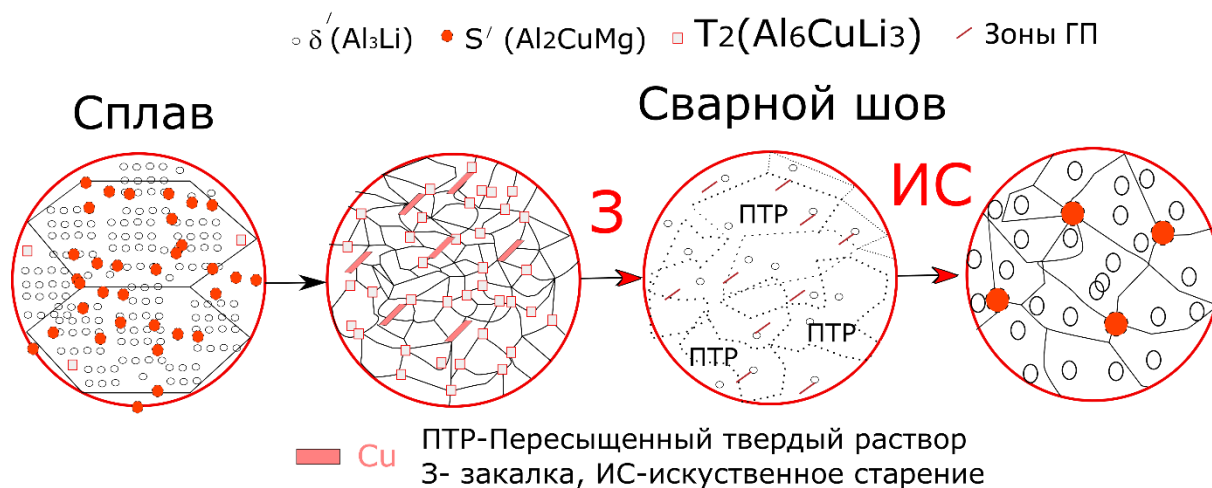


Рисунок 6.3.4 – Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li

В качестве основных фаз, выделены параметры, непосредственно влияющие на механические характеристики.

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li можно представить в следующем виде:



Впервые показано, что, управляя параметрами термической обработки образцов сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li лазерным сварным соединением, можно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств сварного шва за счет изменения структурно-фазового состава сварного шва. Оптимизирован процесс, позволяющий получать механические характеристики и структурно-фазовый состав сварных соединений, близкие или равные основному материалу. Достигнуты следующие значения:  $\sigma_{UTS}=431$  МПа,  $\sigma_{YS}=356$  МПа и  $\delta_{lim}=9,2$  %.

Установлено что в сварном шве сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li присутствует фаза  $T_2(Al_6CuLi_3)$  на границе дендрита, упрочняющие фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S'(Al_2CuMg)$  отсутствуют. Использование оптимальной пост термообработки позволило сформировать в сварном шве фазовый состав, близкий к исходному сплаву в состоянии поставки.

#### 6.4 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В- 1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li до и после оптимальной термообработки

Основой твердого раствора исходного сплава является фаза  $\alpha_1$ -Al с кубической структурой *Fm3m*. Механические характеристики исходного сплава обусловлены присутствием основных упрочняющих интерметаллидных фаз  $T_1$ (Al<sub>2</sub>CuLi),  $T_2$ (Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>),  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), и тройной фазы S (Al<sub>2</sub>MgLi) [25,146].

На рисунке 6.4.1 показан временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и относительное удлинение  $\delta$  исходного сплава, сварного шва, сварного шва после оптимальной термообработки в виде закалки при 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 32 часа.

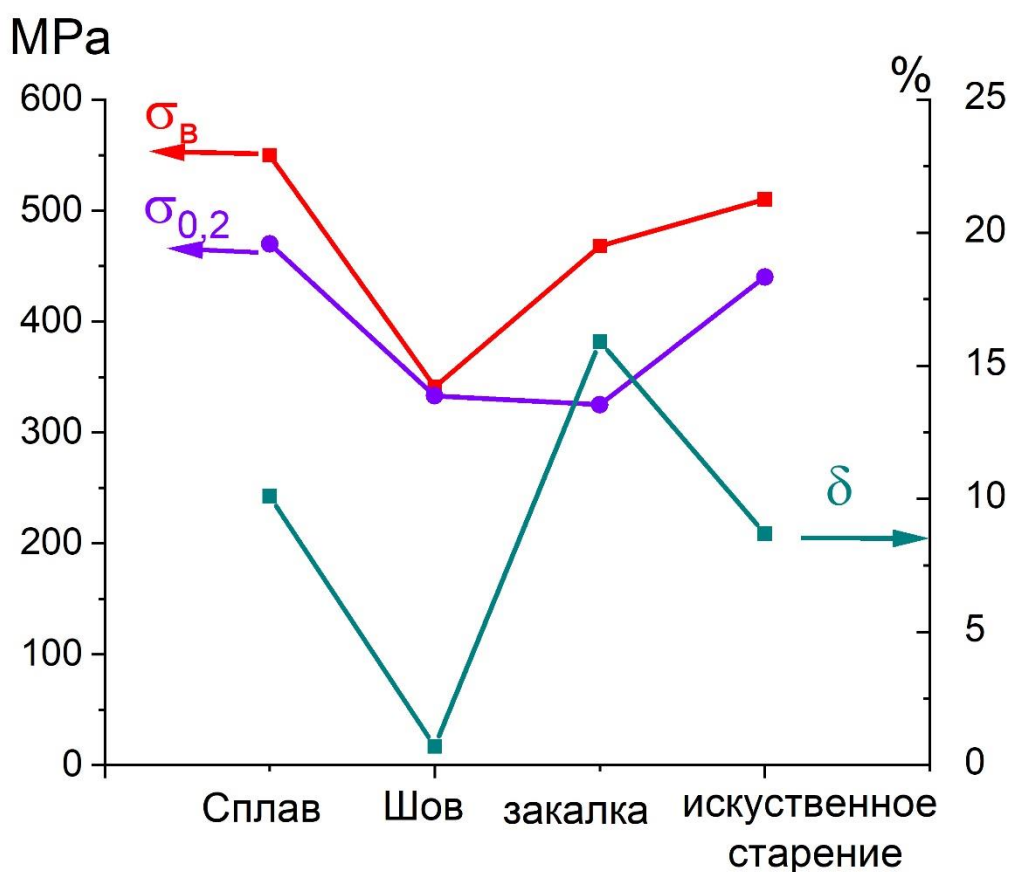


Рисунок 6.4.1 – Механические характеристик сплава, сварного шва до и после оптимального ТО. (В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li)

Анализируя зависимости, можно сделать вывод, что закалка образцов со сварным соединением сплава В-1461 на оптимальных режимах приводит к существенному росту временного сопротивления с 341 до 468 МПа и не приводит к увеличению предела текучести. Процесс искусственного старения на оптимальных режимах наоборот незначительно с 468 МПа до 510-512 МПа повышает временное сопротивление и резко повышает предел текучести с 333 до 440 МПа. Относительное удлинение сварного шва резко повышается в результате процесса закалки с 0,7 до 15,9 % и падает в результате искусственного старения на оптимальных режимах до 8,8-9 %. Механические характеристики сварного шва достигают значений исходного сплава в состоянии поставки.

В процессе сварки в шве фазовый состав и распределение легирующих элементов существенно изменяется. Согласно данным, полученным с использованием синхротронного излучения, показанным на рисунке 6.4.2 в сварочном шве отсутствует упрочняющая интерметаллидная фаза  $\delta'(Al_3Li)$ . Наблюдается выделение меди на границу дендрита с формированием фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . В результате, происходит существенное, в 1.6 раза, снижение прочности сварного шва.

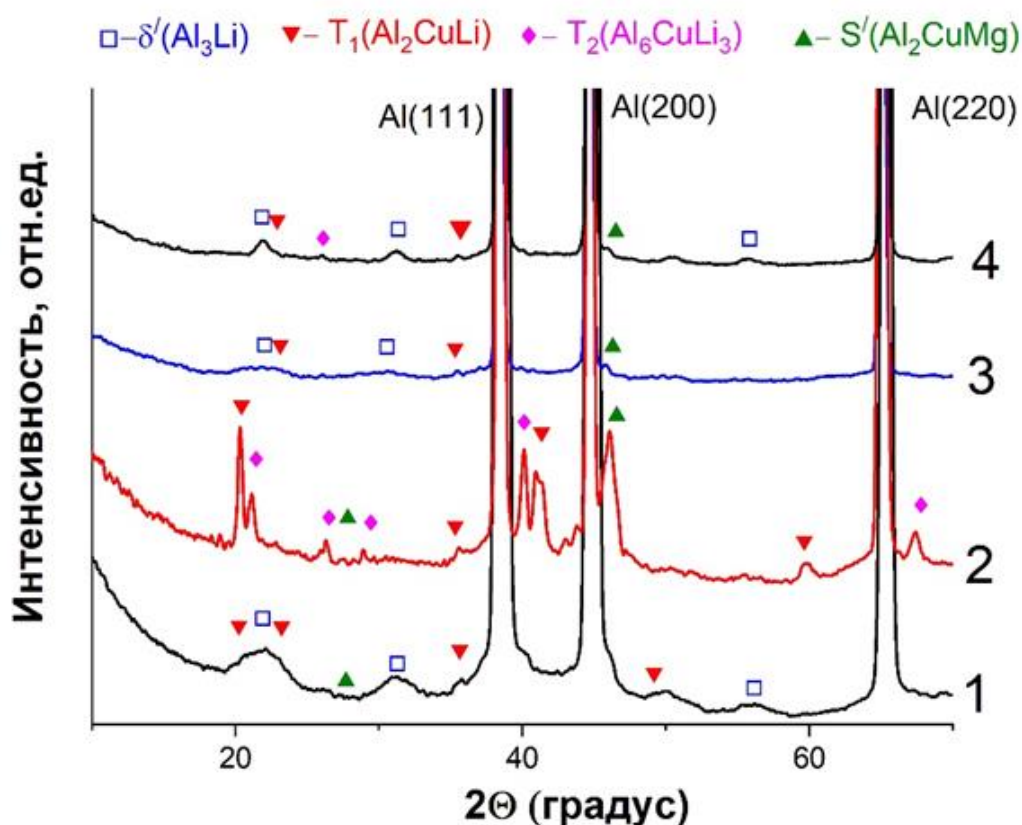


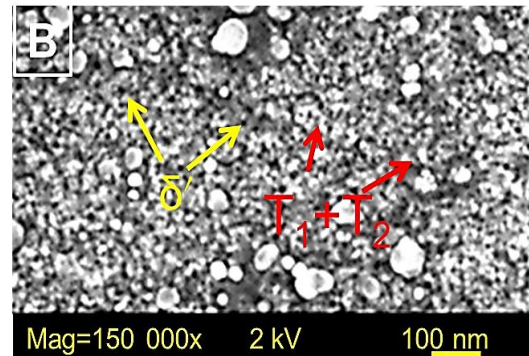
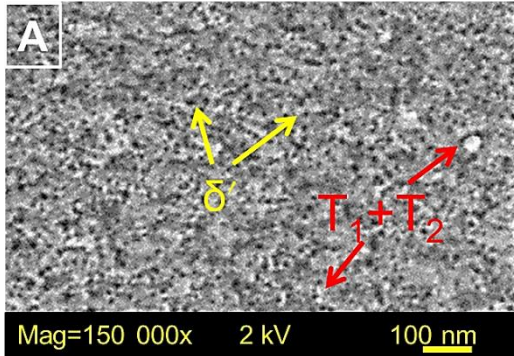
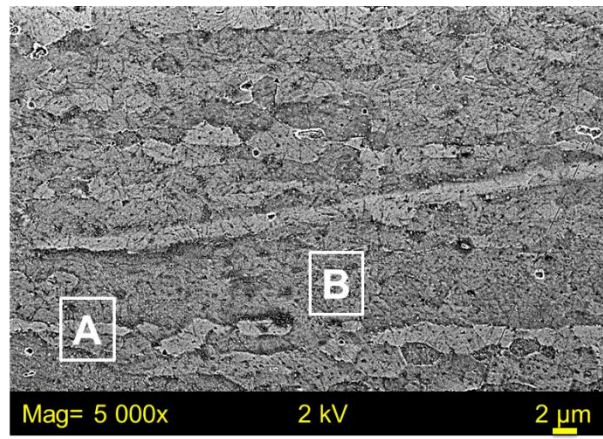
Рисунок 6.4.2 – Рентгенограммы (на просвет), полученные с помощью синхротронного излучения. (В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li).

1- сплав, 2 сварной шов, 3 сварной шов после закалки,  
4 сварной шов после закалки+ искусственное старение.

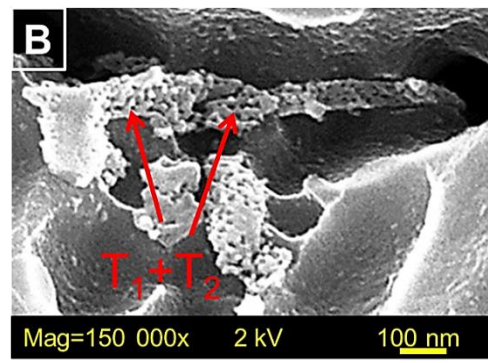
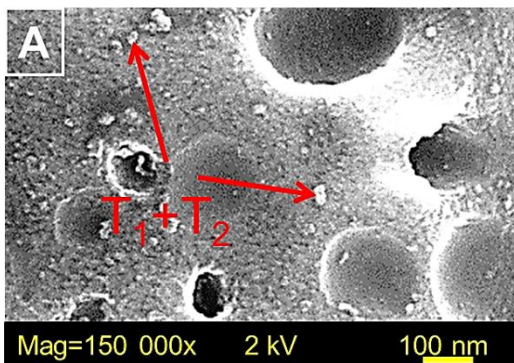
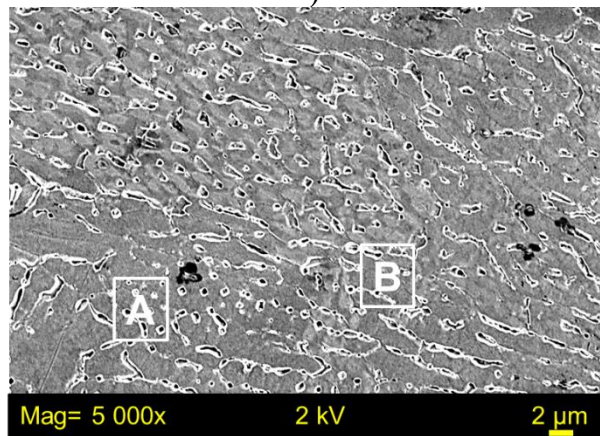
При исследовании сварного шва EDAX (см. раздел 4.5) было показано что на границе субзерна зарегистрировано увеличение концентрации меди более чем в 7 раз и Mg в 10 раз превышающие их средние значения в исходном сплаве. При этом в объеме субзерна концентрация атомов Cu уменьшается приблизительно в 3 раза, а количество Mg оказалось ниже порога чувствительности. Важно отметить, что измерения Фурье спектров от экспериментальных ПЭМ изображений агломератов на границе субзерен позволило обнаружить большую концентрацию фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$ . Фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$  могут формировать как отдельные агломераты (см. рис. 6.4.3), обозначенные красными стрелочками так образовывать единый агломерат.

Именно резкое увеличение концентрации меди, т.е. тяжелого элемента обуславливает РЭМ регистрацию светлых агломератов на границах субзерен.



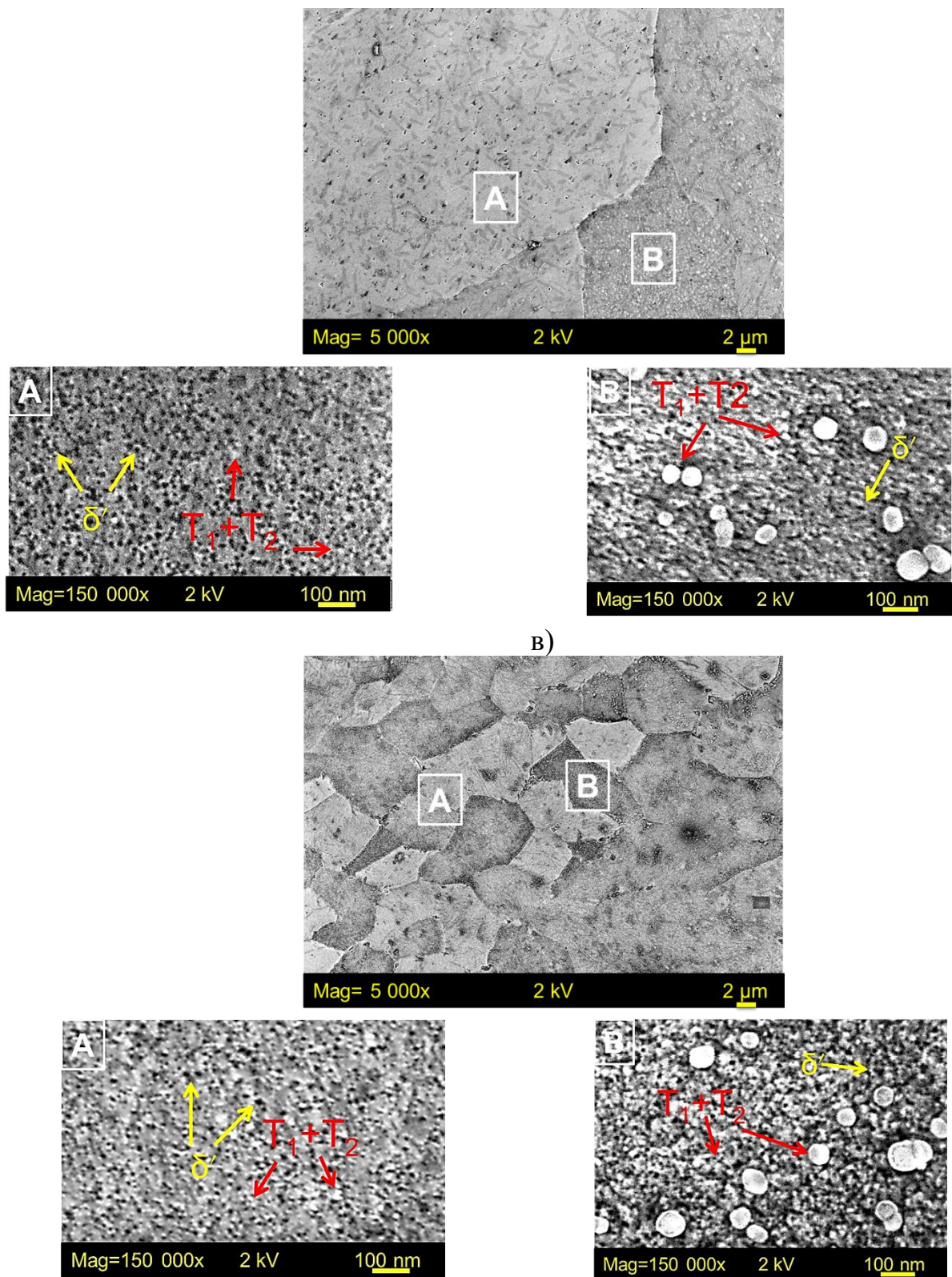


a)



b)





г)

Рисунок 6.4.3 – Микро (а) и нано структура сплава и сварного шва до и после оптимального ТО. (В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li)

а) сплава, б) зоны плавления сварного шва, в) зоны плавления сварного шва после закалки, г) зоны плавления сварного шва после закалки и искусственного старения

Уход легирующих элементов на границы субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией. При резком остывании расплава происходит быстрая кристаллизация фазы  $\alpha$ -Al с выделением части легирующих элементов в виде отдельных фаз на границах зерен кристаллизации. Периферийные зоны дендритных ветвей субзерен обогащены элементами, понижающими температуру плавления алюминия, в частности, медью. Кроме этого, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики и при этом интерметаллидные фазы, взаимодействующие с алюминием по эвтектической реакции, располагаются по границам дендритных ячеек. В нашем случае формирование агломератов интерметаллидных частиц на границах зерен сварного шва делает контрастными границы зерен.

Учитывая, что характерный поперечный размер границы субзерна, т.е. области локализации агломератов фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$  мал, порядка 0.3-0.5 мкм, при размере субзерна 3-10 мкм, то это обуславливает, по видимому, малый вклад этих фаз при исследовании методом РФА, где производится анализ состава по поверхности образца размером 10-10 мм, в отличие от СИ с помощью которого просвечивался весь сварной шов.

Закалка существенным образом изменяет прочностные характеристики шва. При малых температурах 320-400 °С происходит незначительное уменьшение (около 10%)  $\sigma_b$  и более существенное приблизительно в 2 раза снижение предела пластичности  $\sigma_b$  образца (см. раздел 4.5). Закалка при более высоких температурах приводит к росту прочностных характеристик. Начиная с температуры 450 °С с последующим выходом на насыщение в интервале температур 500 - 545 °С. В итоге, временное сопротивление сплава  $\sigma_b$  по сравнению со сварным швом без ТО выросла в 1.35 раза, а предел пластичности  $\sigma_{0.2}$  восстановил свое значение.

Необходимо отметить, роль фазы  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) в упрочнении сплавов системы Al-Cu-Li до конца не была установлена [45]. В последние десятилетия механизм осаждения  $\delta'(Al_3Li)$  фазы в сплавах Al-Li являлся предметом детального обсуждения и противоречивых дискуссий, поскольку предполагается, что этот процесс



проходит сложный путь в зависимости от температуры и времени [46–49], особенно в отношении предполагаемого конгруэнтного процесса упорядочения [50]. Например, в работе [45], утверждается, что фаза  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) легко образуется благодаря высокой когерентности с матрицей  $\alpha$ -Al. Когда концентрация лития достаточна,  $\delta'$  может образоваться сразу во время или после закалки из твердого раствора. Влияние концентрации Li, а также роль зон Гинье-Престона Багрянского (ГП) на зарождение и рост  $\delta'$ -фазы продемонстрировано в работе Yoshimura и др.[50]. Исследованы два алюминиевых сплава, которые содержали: 3,2Cu- 1,6Li 3,2Cu- 2,4Li (вес.%). Обнаружено, что в то время как  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) фаза присутствовала в сплаве с высоким содержанием Li, она отсутствовала в сплаве с 1,6 мас.% Li. Как правило,  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) -фаза не наблюдается в современных сплавах Al–Cu–Li из-за более низкого содержания Li [45,51]. Однако, хотя  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) вряд ли сформируется в своей классической сферической форме, сообщалось о когерентном образовании этой фазы вокруг дисперсоидов Al<sub>3</sub>Zr, зон ГП и различных осадков [51–55]. Эти композитно подобные осадки могут улучшить термостойкость и прочность сплавов системы Al–Cu–Li при правильном контроле термообработки. В обзорной работе [43] обосновывается важная роль  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li)-фазы в увеличении прочности сплавов системы Al–Cu–Li.

В работе [47] параметризована модель Брэгга-Уильямса - Горского, из анализа которой, можно выделить интересный путь, т.е. спонтанное упорядочение матрицы при комнатной температуре с последующим химическим разложением в процессе отжига при повышенных температурах. Это утверждение было дополнительно подтверждено в [49,56–59], где  $\delta'$  интерметаллидные частицы были обнаружены в образцах, подвергнутых закалке.

В работах [45,50] указывают на важную роль свободной энергии, которая при малых концентрациях Li в сплаве (3.2Cu-1.6Li;) оказывается для  $\alpha$ -фаза твердого раствора изначально ниже, чем для  $\delta'$ -фазы. Для зарождения  $\delta'$ -фазы требуется дополнительная энергия активации. Предполагается, что  $\delta'$ -фаза зарождается и растет на участках GP, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон.

Ранее в работах [60,61] изучали поведение осадков  $\delta'$  фазы вокруг дислокаций. Они показали, что  $\delta'$ -фаза имеет сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением.

С другой стороны, в работе [45] проведено исследование конгруэнтного процесса упорядочения и показано, что отжиг при 433 К в сплаве состава 1.0 at.% Cu-5,9 ат.% Li приводит к образованию  $\delta'$  осадков, которые увеличиваются в размерах и объемной доле с увеличением времени отжига и температуры [57]. В работе [45] сделан вывод, что замедленное образование осадков при низкой температуре обусловлено, не термодинамическими, а кинетическими причинами. Регулирование порядка как очень локальный процесс зависит только от нескольких скачков на атом, в то время как образование осадков зависит от далекодействующих атомно-диффузионных процессов, эффективных только при более высоких температурах.

Необходимо отметить, что влияние термической обработки на выделение фаз и изменение прочностных характеристик сварного шва системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li ранее не исследовалось. Анализ показывает, что, по видимому, при закалке шва существенную роль играют как термодинамические процессы, значения свободной энергии и ее зависимость от концентрации Li, так и статистические диффузионные явления. В работах [45,50] на нано уровне исследовались механизмы формирования частиц  $\delta'$  фазы, отмечено, что оптимальный размер около 5-7 нм [50] и частицы растут с увеличением времени и температуры. Однако, количество частиц  $\delta'$  фазы и механические характеристики получаемого сплава не исследовались. Это не позволяет оценить эффективность рассмотренных механизмов и их влияние на формирование механических характеристик: роль GP зон или конгруэнтного процесса упорядочения в зарождении частиц  $\delta'$  фазы .

Наши исследования фазового состава, микро, нано структуры и механических характеристик различных Al-Li сплавов позволяют оценить роль различных механизмов в формировании прочностных характеристик сварного шва

[122,176]. Так исследовано влияние закалки на механические характеристики и фазовый состав сварного шва сплава 1420 (5.8-6.2 Mg-1.8-2.2Li) и 1424 (5.4 Mg-1.61Li) системы Al-Mg-Li, т.е. в отсутствии Cu. В результате показано, что при изменении температуры закалки до 530 °С  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  образцов со сварным швом оставались практически постоянными. Этот результат позволяет сделать вывод, что наличие Cu в сплаве Al-Cu-Li существенным образом влияет на наличие зависимости механических характеристик от температуры закалки.

Однако, необходимо отметить, что в сварном шве, в частности Cu, сосредоточены на границе субзерен а твердый раствор обеднен. Для эффективной гомогенизации твердого раствора важную роль должна играть температура закалки. Скорость диффузии существенно зависит от температуры [57] что и обуславливает существенное ослабление прочности и предела пластичности при малых температурах закалки.

При гомогенизации в процессе оптимальной закалки при  $T=530$  °С легирующие элементы равномерно распределяются в твердом растворе, что, в принципе, открывает возможность формирования упрочняющей фазы  $\delta'$  обозначенной желтыми стрелочками на рисунке 6.4.3.

Согласно [177], что формирование  $\delta'$  фазы, при закалке сварного шва, проходит по следующей схеме.

Для Cu/Li=1-2,5  $\alpha$  (ПТР) ► зоны ГП ►  $\delta'$  ►  $\theta'$  ►  $\delta'+T_1$

Для системы Al-Cu-Li проведение процедуры термообработки в виде закалки повышает временное сопротивление сварного шва на 109 МПа, что обусловлено, по видимому, формированием в твердом растворе фазы  $\delta'$  в виде частиц темных размером  $\approx 6-8$  нм, причем nano структуры сварного шва и сплава после закалки стали практически одинаковы (см. рис.6.4.3). Наличие примесной интерметаллидной фазы  $\delta'$  подтверждается и измерениями с помощью синхротронного излучения на просвет (см. рис.6.4.2).

Максимальное временное сопротивление сварного шва 510 МПа достигнута при использовании полного комплекса термического воздействия: закалки и

искусственного старения. Искусственное старение приводит к дальнейшему повышению прочностных свойств на 56 МПа, что, по-видимому, обусловлено, дальнейшей гомогенизацией твердого раствора, увеличением в нем количества упрочняющих фаз  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) и  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ .

Фаза  $T_1$  с тонкой пластинчатой формой образуется на плоскостях  $\{111\}$  алюминиевой матрицы [178–180]. Средняя толщина  $T_1$  составляет около 3 нм, а средняя длина (диаметр) - около 40-60 нм. Субзерна Al матрицы имеют различную ориентацию кристаллов. Именно различие ориентации субзерен обуславливает, по-видимому, регистрацию фазы  $T_1$  в виде дисков только в отдельных субзернах (см.рис.6.4.3 Наличие фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  подтверждает регистрация рефлекса этой фазы измерениями РФА дифракции на отражении и дифракции СИ на просвет.

Интересна эволюция рефлексов  $\delta'$  фазы. Отметим одно важное обстоятельство. При изучение фазового состава образца используется метод рентгеновской дифракции, при котором угловая ширина рефлекса может быть оценена из выражения:  $\Delta\theta \approx \lambda/L\cos\theta$ ,  $L$  – размер кристаллита, т.е. приблизительно, размер частицы,  $\lambda$  – длина волны излучения анода. Учитывая, что характерный размер частиц  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  фазы может составлять около 4-10 нм [175], а  $T_1$  фазы около 60 нм, то угловая ширина рефлекса  $\delta'$  будет в  $\sim 10$  раз больше чем у рефлекса фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ , а интенсивность при близкой концентрации соответственно в  $\sim 10$  раз меньше. Измерения показывают (см. рис.6.4.2), что после закалки появляются частицы  $\delta'$  фазы с угловой шириной рефлекса в области двойного угла,  $22$  и  $31^\circ$ , порядка  $(2-4^\circ)$ , и малой интенсивностью. После процедуры старения этот рефлекс существенно (в 2-3 раза) уменьшает свою угловую ширину и увеличивает интенсивность, что указывает на рост размера частиц фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ . При этом они остаются в 3-4 раза меньше частиц  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ .

Период решетки и размер кристаллитов (ОКР)  $\alpha\text{-Al}$  в исходном сплаве с глубиной меняются слабо (см. раздел 4.5.). Это означает, что состав исходного сплава, как на поверхности, так и внутри объема идентичен. Отметим, что, по сравнению с исходным сплавом ( $a = 4.0471(1)$  нм), у сварного шва параметры

решетки меньше ( $a=4.0458(1)$  нм) а размер кристаллита приблизительно в 2 раза больше. Уменьшение периода решетки матрицы обычно связывается с увеличением содержания Cu в твердом растворе. Можно предположить, что в исходном сплаве в процессе промышленного производства, включающего термомеханическую обработку, свободная медь в твердом растворе отсутствовала и представлена в виде интерметаллидной фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . В процессе плавления интерметаллидная фаза разрушалась, большая часть меди сосредотачивалась на границах дендритов в процессе кристаллизации, однако около 0.37 атом. %, т.е. приблизительно 1/4- часть меди растворялась в твердом растворе внутри дендрита. Отметим однородность сварного шва, т.е. размер решетки практически одинаков с глубиной, наблюдается только увеличение размера кристаллита.

Интересно отметить, что закалка приводит к дальнейшему уменьшению размера решетки, что обусловлено, по-видимому, процессом гомогенизации твердого раствора, т.е. подтверждает факт растворения фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$  на границе субзерен при оптимальной температуре закалки  $530\text{ }^{\circ}\text{C}$  (см. рис. 6.4.3 а) и диффузии атомов Cu внутри кристаллитов, но при этом медесодержащие фазы не формируются. Именно на этой стадии Cu в твердом растворе участвует в создании ГП зон и идет процесс формирования фазы  $\delta'(Al_3Li)$ . Выполнение полного термического цикла, включающего закалку и искусственное старение в оптимальной режиме позволяет сформировать  $T_1(Al_2CuLi)$  фазу, что приводит к уменьшению свободной меди в твердом растворе и обуславливает увеличение размера периода решетки ( $a=4.046(1)$ нм).

Очень важно, что рассмотренная физическая картина фазовых и структурных превращений в сварном шве и исходном сплаве хорошо коррелирует с данными независимых измерения методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

На рисунке 6.4.4 приведены результаты термического (ДСК) анализа исходного образца сплава алюминия (1), сварного шва (2) и сварного шва после оптимальной термической обработки (3): закалки при  $530\text{ }^{\circ}\text{C}$  и искусственного

старения при  $170^{\circ}\text{C}$  в течении 32 ч. Рост сигнала ДСК обусловлен более высокой теплопроводностью образцов по сравнению с теплопроводностью пустого алундового тигля ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), используемого в качестве образца сравнения. Необходимо отметить, что при термической обработке образцов, они выдерживались определенное время при постоянной температуре. В процессе ДСК анализа температура изменяется непрерывно с малой скоростью, т.е. фазовые и микро структурные изменения твердого раствора шва и сплава, подробно рассмотренные ранее, успевают проходить шаг за шагом все стадии в зависимости от изменения температуры.

Для исходного сплава в поведении кривой ДСК наблюдается первый широкий эндотермический пик в интервале температур  $230\text{-}440^{\circ}\text{C}$ . При увеличении температуры выше  $450^{\circ}\text{C}$  характер кривых ДСК изменяется кардинально. На кривой исходного сплава (рис.6.4.4(1)) прослеживается экзотермический пик при температуре  $500^{\circ}\text{C}$ , заканчивающийся при температурах около  $550^{\circ}\text{C}$ . Кривая исходного сварного шва имеет сложный характер, указывающий, как на наличие экзотермического, так и эндотермического процессов, совокупность которых выражается в виде горизонтальной прямой на температурном интервале  $490\text{-}530^{\circ}\text{C}$ .

Кривая сварного шва после оптимальной термической обработки повторяет все особенности исходного сплава, в том числе и её экзотермический характер в области температуры  $500^{\circ}\text{C}$ , что доказывает практически полное восстановление свойств образца.

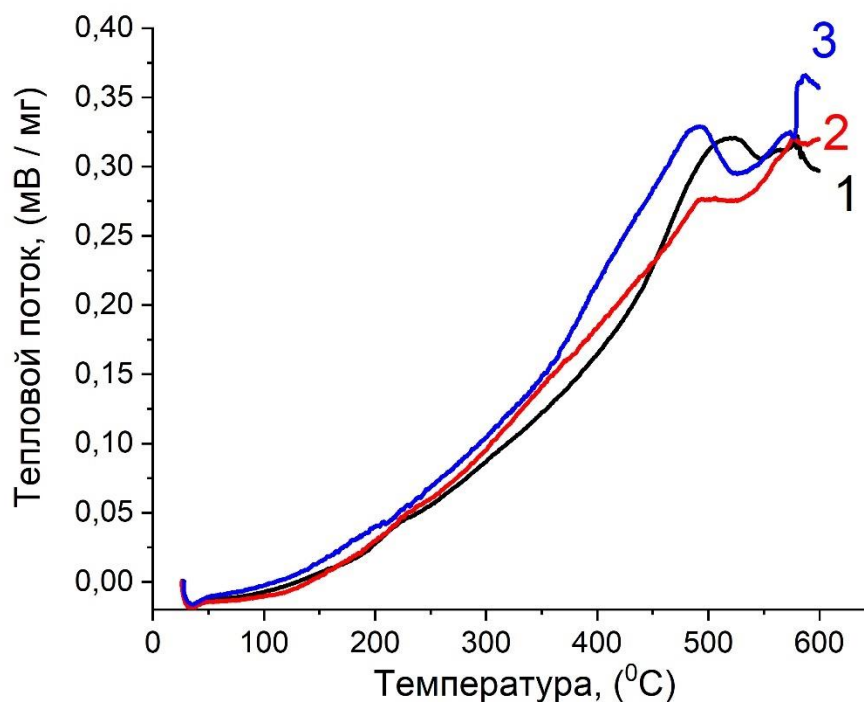


Рисунок 6.4.4 – Кривые ДСК исходного сплава и сварного шва без и после ТО.

1- исходный сплав, 2 – сварной шов, 3 – сварной шов после закалка 530 °С 30 мин и искусственное старение 170 °С 32 часа.

В процессе плавления материала в сварочной ванне произошло растворение всех интерметаллидных упрочняющих фаз и локализация легирующих элементов на границе субзерен. Это обусловило слабую зависимость микроструктуры и временного сопротивления шва от температуры закалки в интервале от 250 °С до 450 °С. И проявляется в практически линейной зависимости сигнала ДСК шва в этом интервале температур.

Для исходного сплава в поведении кривой ДСК наблюдается первый широкий эндотермический пик в интервале температур 230-440 °С. На основании результатов оптической и электронной микроскопии, дифрактометрических исследований, представленных выше, можно утверждать, что этот первый широкий эндотермический пик относится к разупорядочению матрицы сплава, растворению интерметаллидных фаз, частичной диффузии легирующих элементов



на границу субзерен, что сделало их контрастными и снизило прочность сплава в 1.57 раза.

При увеличении температуры выше 450 °С на кривой исходного сплава прослеживается экзотермический пик при температуре 500 °С, что хорошо коррелирует с процессами восстановления прочности, обусловленными формированием упрочняющей  $\delta'(Al_3Li)$  фазы.

Кривая сварного шва в интервале температурном интервале 490-530 °С. имеет сложный характер, указывающий, как на наличие экзотермического, так и эндотермического процессов. Данный результат обусловлен, по-видимому, сложными процессами в сварном шве. С одной стороны, происходит растворение большого числа агломератов и образующих их интерметаллидных фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$  на границе субзерен с последующей гомогенизацией твердого раствора. С другой стороны, происходит формирование зон ГП и зарождение упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  обозначенные желтыми стрелками на рис.6.4.3. Кривая сварного шва после оптимальной термической обработки доказывает практически полное восстановление свойств образца.

Впервые четко экспериментально показано, что изменение прочности в следствие закалки при оптимальной температуре в области 530 °С физически обусловлено как изменением микро и нано структуры, т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизация твердого раствора так и формированием упрочняющей  $\delta'(Al_3Li)$ , что принципиально важно для понимания всего механизма упрочнения Al-Li сплавов. При оптимальном искусственном старении микроструктура и фазовый состав сварного шва приближаются к исходному сплаву.

Представленные результаты дают исчерпывающую картину изменения механических характеристик неразъемных соединений сплава Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li полученных методом лазерной сварки и подвергнутых термической постобработке (закалка и искусственное старение). Состояния твердого раствора сварочного шва (микро и нано структуру, распределения легирующих элементов,

образование и растворение основных упрочняющих фаз), обуславливает изменение механических характеристик.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены в таблице 6.4.1 и на рисунке 6.4.5.

Таблица 6.2.1 – Фазовый состав образцов исходного сплава и сплава, содержащего сварной шов в зависимости от режима оптимальной термообработки.

		Исходное состояние	закалка 530 °С	закалка 530 °С искусственное старение 170 °С 32 часа
Сплав	Основные фазы	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), $T_1$ (Al <sub>2</sub> CuLi)
	Дополнительные фазы	S'(Al <sub>2</sub> CuMg)		S'(Al <sub>2</sub> CuMg)
Шов	Основные фазы	$\alpha$ -Al, $T_1$ (Al <sub>2</sub> CuLi) $T_2$ (Al <sub>6</sub> CuLi <sub>3</sub> )	$\alpha$ -Al, Зоны ГП, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)	$\alpha$ -Al, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li), $T_1$ (Al <sub>2</sub> CuLi)
	Дополнительные фазы	S'(Al <sub>2</sub> CuMg)	$T_1$ (Al <sub>2</sub> CuLi) S'(Al <sub>2</sub> CuMg)	S'(Al <sub>2</sub> CuMg)

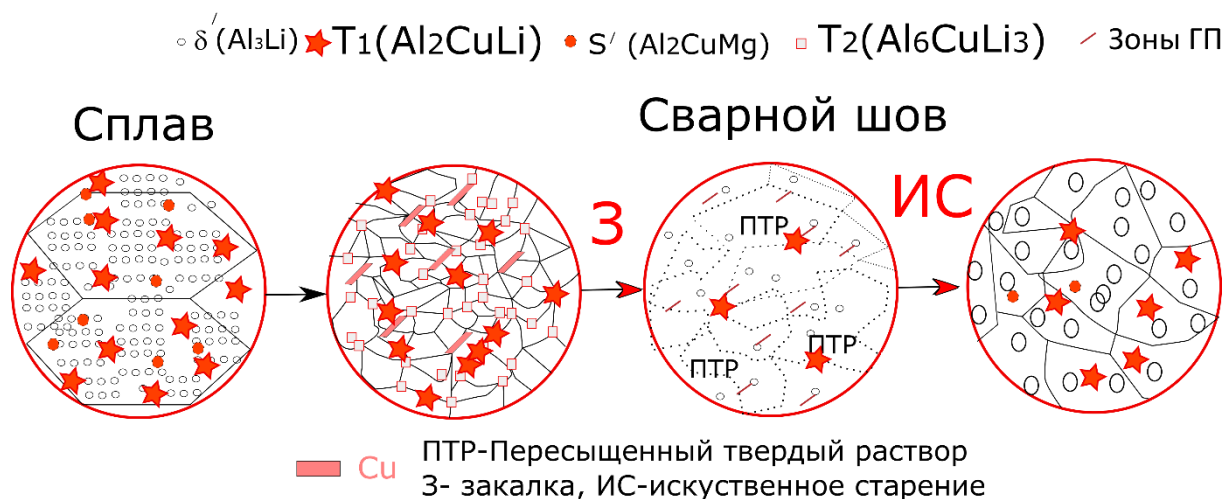


Рисунок 6.4.5 – Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li

В качестве основных фаз, выделены параметры, непосредственно влияющие на механические характеристики.

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li можно представить в следующем виде:



Впервые исследовано влияние сварки и термообработки на структурно-фазовый состав В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li сварного соединения с применением рентгеновского излучения, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией.

Впервые для исследования фазового состава сварного шва Al сплава применено синхротронное излучения с установки Mega Science ИЯФ СО РАН, что позволило с высоким разрешением измерить распределение фазового состава поперек шва на всех этапах сварки и термической обработки.

Показано, что в процессе лазерной сварки происходит локализация меди на границах дендритных зерен и существенное обеднение медью твердого раствора,

что обусловлено неравновесностью процесса кристаллизации расплава шва и, как следствие, неравномерностью распределения легирующих элементов.

На границе субзерен дендрита в сварном шве формируются медесодержащие упрочняющие фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$ , причем их относительное количество зависит от соотношения концентрации меди и алюминия. Впервые четко показано, что механические характеристики сварного шва зависят не только от наличия упрочняющих фаз, в частности  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$ , но и их пространственного распределения. Локализация на границах субзерен обуславливает временное сопротивление сварного шва на уровне 62% от исходного сплава.

Оптимальная закалка при  $T=530$  °C образца со сварным швом приводит к равномерному распределению легирующих элементов в твердом растворе с возможностью формирования упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и частичному формированию фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$ . Временное сопротивление сварного шва после закалки составляет 85 % от исходного сплава.

Искусственное старение при  $T=170$  °C и времени 32 часа приводит к дальнейшей гомогенизацией твердого раствора, увеличением в нем количества упрочняющих фаз  $\delta'(Al_3Li)$  и  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_2)$ . Временное сопротивление сварного шва после закалки составляет 93 % от исходного сплава.

## **6.5 Эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li до и после оптимальной термообработки.**

Результаты проведенных исследований показывают, что основой сплава В-1469, является фаза  $\alpha$ -Al, являющаяся гомогенным твердым раствором легирующих элементов в Al с концентрацией, определяемой исходным химическим составом сплава.

Применение синхротронного излучения с пространственным разрешением 100 мкм позволило просканировать детально шов и исходный сплав.

Изменение фазового анализа полученного с помощью синхротронного излучения сплава сварного шва до и после ТО в виде закалки при температуре 560 °С и закалки с последующим искусственным старением при температуре 180 °С и времени выдержки 32 часа показаны на рисунке 6.5.1.

Именно это обстоятельство, впервые, позволило более четко зафиксировать увеличение рефлекса фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  2-3 раза в области углов 20-21 в сварном шве по сравнению с исходным сплавом (см. раздел 4.6.2.).

Термическая обработка принципиально изменяет фазовый состав. При температурах  $T \leq 530 \text{ C}^0$  происходит растворение фазы  $T_1(Al_2CuLi)$ , но при этом формируется фаза  $\theta'(Al_2Cu)$ . Кардинально другие процессы происходят при более высокой температуре закалки температуре закалки 560 C<sup>0</sup>. Наблюдается практически полное растворение всех примесных фаз и формирование пересыщенного легирующими элементами твердого раствора, причем как в сплаве, так и в сварном шве.

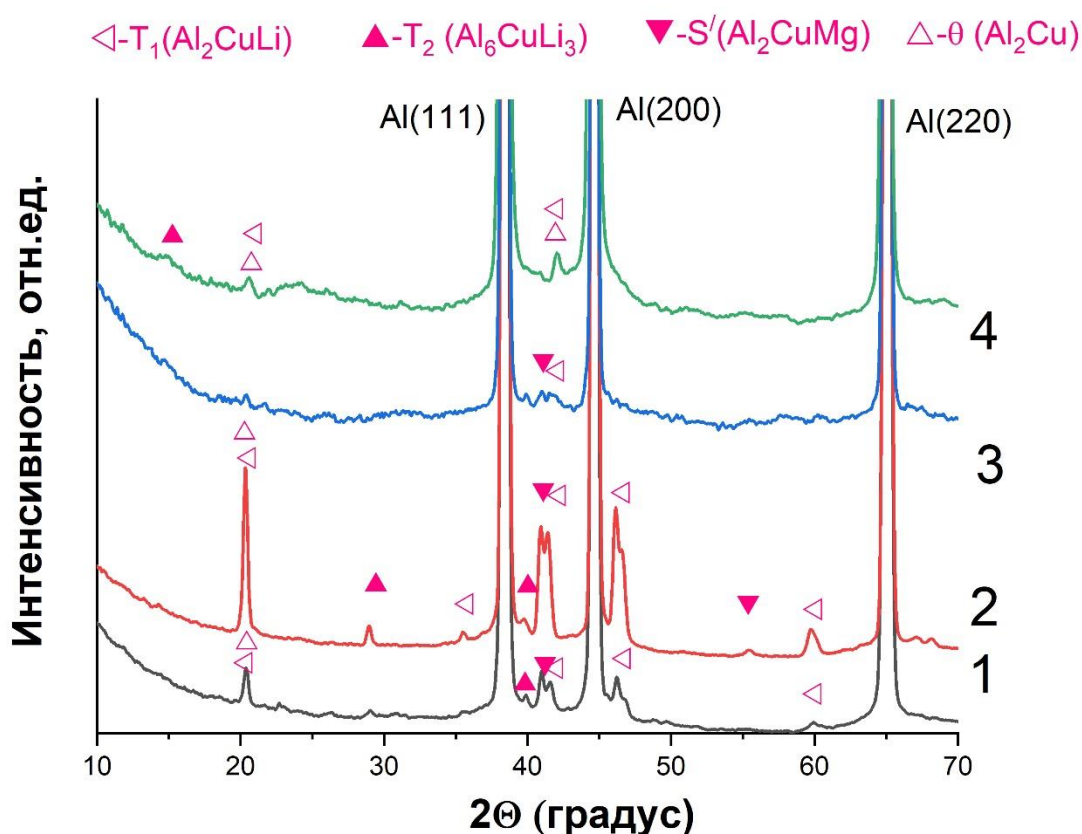


Рисунок 6.5.1 – Рентгенограммы (на просвет), полученные с помощью синхротронного излучения. (1469 система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li).

1- сплав, 2 сварной шов, 3 сварной шов после закалки,  
4 сварной шов после закалки+ искусственное старение.

Полученная картина фазовых изменений при сварке и термической обработки на первый взгляд находится в диссонансе с изменением прочностных характеристик. На рисунке 6.5.2 показан временное сопротивление  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_{0.2}$  и относительное удлинение  $\delta$  исходного сплава, сварного шва, сварного шва после оптимальной термообработки в виде закалки при  $560\text{ }^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре  $180\text{ }^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 32 часа. Так временное сопротивление сварного шва существенно уменьшается по сравнению с исходным сплавом с  $557\text{ МПа}$  до  $310\text{ МПа}$ , но при этом наблюдается увеличение хорошо известной упрочняющей фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ . С другой стороны при закалке при температуре равной  $560\text{ }^{\circ}\text{C}$  упрочняющие фазы отсутствуют, но при этом происходит максимальное увеличение механических характеристик сварного шва. Величина  $\sigma_B$  сварного шва возрастает с  $310$  до  $406$

МПа ( $\approx 1,3$  раза), при этом  $\sigma_b$  уменьшается 295 МПа до 254 МПа. Процесс искусственного старения на оптимальных режимах более существенно увеличивает временное сопротивление с 406 МПа до 530 МПа и резко повышает предел текучести с 254 до 485 МПа. Относительное удлинение сварного шва резко повышается в результате процесса закалки до 15,9 % и падает в результате искусственного старения на оптимальных режимах до 3,9 %.

Для объяснения данных противоречивых результатов требуется проведение детального анализа процессов в сплаве и сварном шве.

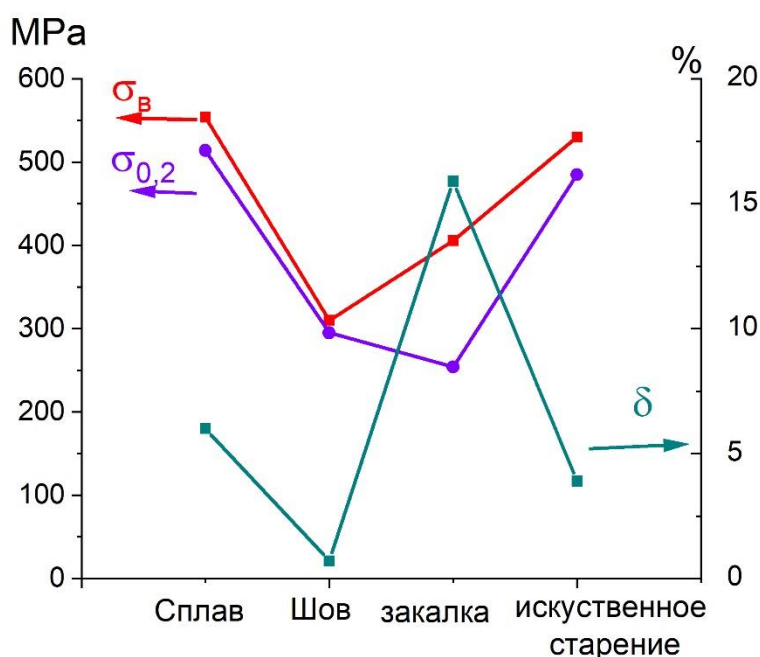


Рисунок 6.5.2 – Механические характеристик сплава, сварного шва до и после оптимального ТО. (1469 система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li)

Лазерная обработка алюминиево-литиевого сплава В-1469 принципиально изменяет микроструктуру шва. Анализ полученных экспериментальных результатов показывает, что в расплаве шва происходит растворение легирующих фаз, в том числе и фазы  $T_1(Al_2CuLi)$ . При резком остывании расплава происходит быстрая кристаллизация фазы  $\alpha-Al$  с выделением части легирующих элементов в виде отдельных фаз на границах зерен кристаллизации. Периферийные зоны дендритных ветвей обогащены элементами, понижающими температуру плавления



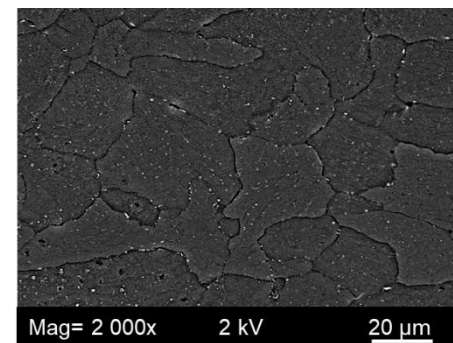
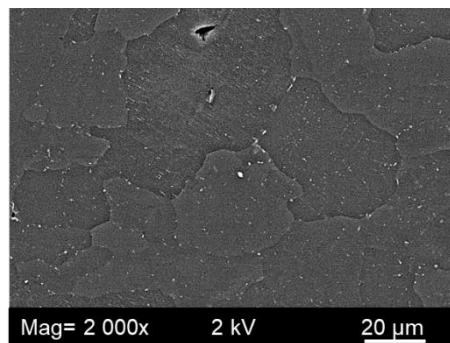
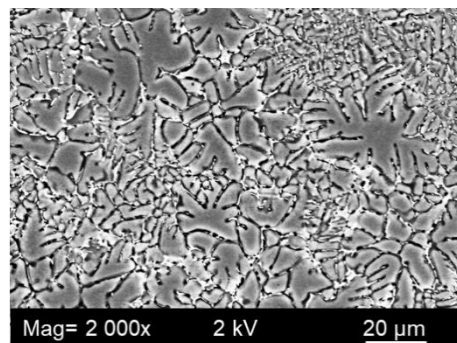
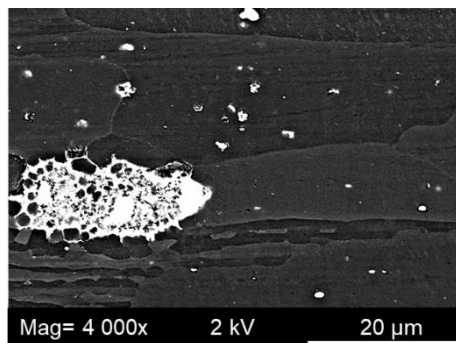
алюминия, в частности, медью. Кроме этого, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики и при этом интерметаллидные фазы, взаимодействующие с алюминием по эвтектической реакции, в частности, фаза  $T_1(Al_2CuLi)$ , должны располагаться по границам дендритных ячеек и субзерен. В нашем случае формирование агломератов интерметаллидных частиц на границах зерен сварного шва делает контрастными границы зерен (см. рис. 6.5.3 а). Фотографий шлифов сплава и шва на нано уровне показывает на существенно меньшую концентрацию мелких частиц в твердом растворе шва, что подтверждает вывод о резком снижении концентрации  $T_1(Al_2CuLi)$  внутри дендритных ячеек (см. рис. 6.5.3 б).

Сплав

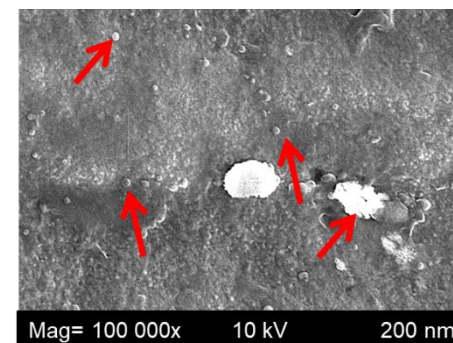
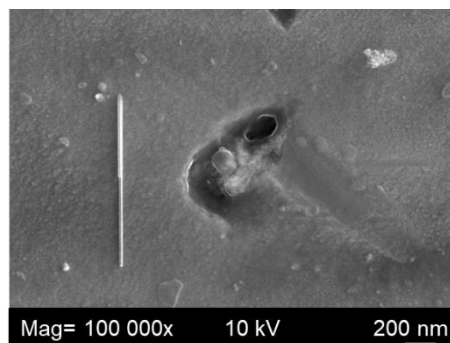
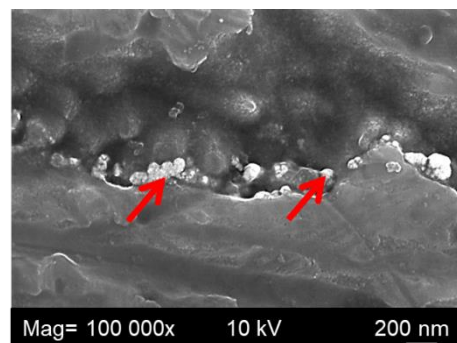
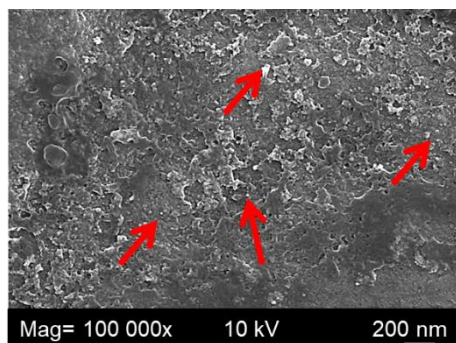
Сварной шов

Сварной шов по закалки

Сварной шов по закалки и  
искусственного старения



a)



b)

Рисунок 6.5.3 – Микро (а) и нано структура сплава и сварного шва до и после оптимального ТО.

((1469 система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li)

Таким образом впервые показано, что пространственное распределение упрочняющих фаз существенно влияет на механические характеристики. Установлено, что при кристаллизации расплава системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li, происходит формирование фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  по границам дендритных ячеек, причем при этом уровень рефлекса фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  2-3 раза больше в области углов 20-21 в сварном шве по сравнению с исходным сплавом (см. раздел 4.5.).

В нашем случае основываясь на результатах исследований можно предположить, что выделение (сегрегация) меди на границе приводит и формированию интерметаллидной фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  на границе дендрита и является причиной хрупкого разрушения сварных швов и низкой прочности образцов со сварным швом. Методом просвечивающей рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения в сварном шве обнаружена большая концентрация фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ , что обуславливает высокую надежность идентификации фазы в шве.

Отметим, что, по сравнению с исходным сплавом ( $a=4.0519(5) \text{ \AA}$ ), у сварного шва параметры решетки меньше ( $a=4.0454(5) \text{ \AA}$ ). Уменьшение периода решетки матрицы обычно связывается с увеличением содержания Cu в твердом растворе [43]. Можно предположить, что в исходном сплаве в процессе промышленного производства, включающего термомеханическую обработку, свободная медь в твердом растворе отсутствовала и представлена в виде интерметаллидной фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ . В процессе плавления в шве и последующего резкого охлаждения расплава большая часть меди сосредотачивается по границам дендритных ячеек, однако около 0.37 атом. %, т.е. приблизительно 1/4-1/5 часть меди осталась в твердом растворе внутри дендрита без образования упрочняющей фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ .

Закалка выравнивает свойства сварного шва и исходного сплава, т.е. в них протекают разнонаправленные процессы. В твердом растворе сплава происходит частичное растворение упрочняющих фаз, что проявляется в изменении наноструктуры. Эвтектика, видимая на гранях границ зерен и обогащенная элементами Cu и Mg имеет низкую температуру плавления [181], что способствует более

быстрым диффузионным процессам при высоких температурах закалки (более  $500^{\circ}\text{C}^{\circ}$ ). В результате закалка при  $560^{\circ}\text{C}^{\circ}$  приводит к гомогенизации и формированию пресыщенного твердого раствора в сварном шве. Концентрация меди в твердом растворе возрастает с 0,84% до 3,62 % (вес), что определяется растворением фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  в белых агломератах на границах дендритных зерен (см.рис.6.5.3).

Наши исследования фазового состава, микро, нано структуры и механических характеристик различных Al-Li сплавов позволяют оценить роль различных механизмов в формировании прочностных характеристик сварного шва [122,176]. Так исследовано влияние закалки на механические характеристики и фазовый состав сварного шва сплава 1420 (Al-5.2Mg-2.1Li) и 1424 (Al-4.9Mg-1.65Li) системы Al-Mg-Li, т.е. в отсутствии Cu. В результате показано, что при изменении температуры закалки до  $530^{\circ}$  величины  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{0,2}$  образцов со сварным швом оставались практически постоянными (см. раздел 4). Этот результат позволяет сделать вывод, что наличие Cu в сплаве Al-Cu-Li существенным образом влияет на наличие зависимости механических характеристик от температуры закалки.

Цель закалки – получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние. Такое состояние обеспечивает, с одной стороны, непосредственное повышение (по сравнению с равновесным состоянием) твердости и прочности, а с другой стороны, возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении.

Самой неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, имеющих фазовые превращения в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавах), является пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. При такой структуре алюминиевые сплавы также пластичны, но значительно прочнее, чем в равновесном состоянии. Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов получить некоторую промежуточную структуру,

которая соответствует начальным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Так, если сплав Al+4% Cu нагреть до температуры, необходимой для полного растворения  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и S(Al<sub>2</sub>CuMg) в алюминии, и охладить в воде до комнатной температуры, то твердый раствор, содержащий 4,0% Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен при комнатной температуре. Выделение интерметаллидных фаз не успевает происходить. Поскольку равновесная растворимость меди в алюминии при низких температурах составляет около 0,2%, твердый раствор в закаленном сплаве Al+4% Cu пересыщен медью более чем в 20 раз.

Процесс распада пересыщенных твердых растворов, Al–Cu–Li сплавов, по мере повышения температуры нагрева развивается следующим образом. При выделении каждой упрочняющей фазы из пересыщенного твердого раствора установлены промежуточные стадии, которые в различных комбинациях могут быть представлены следующим образом [177]:

Для  $Cu/Li \geq 4$ ;  $\alpha$  (ПТР) - Зоны ГП -  $\theta''$  -  $\theta'$

Для  $Cu/Li = 2,5 - 4$ ;  $\alpha$  (ПТР) - Зоны ГП - Зоны ГП +  $\delta'$  -  $\theta''$  +  $\theta'$  +  $\delta'$  -  $\delta'$  +  $T_1 - T_1$

Для  $Cu/Li = 1 - 2, 5$ ;  $\alpha$ (ПТР) – Зоны ГП +  $\delta'$  -  $\theta'$  +  $\delta'$  -  $\delta'$  +  $T_1 - T_1$

Для  $Cu/Li \leq 1$ ;  $\alpha$ (ПТР) – Зоны ГП -  $\delta'$  +  $T_1 - T_1$

Из представленных закономерностей видно, что с ростом отношения Cu/Li возрастает вероятность формирования  $\theta'$  фазы. Наш эксперимент позволяет уточнить условия формирования -  $\theta'$  при лазерной сварке и термической обработки, т.е. в неравновесных условиях формирования твердого раствора.

Факт формирования вторичных примесных фаз на границе дендритных зерен после плавления и их растворение с ростом температуры закалки хорошо известен, однако растворение  $T_1$ (Al<sub>2</sub>CuLi) фазы и формирование +  $\theta'$ (Al<sub>2</sub>Cu) фазы при закалке с температурой 560 С<sup>0</sup> обнаружен впервые.

Необходимо отметить, что регулирование порядка, как очень локальный процесс формирования зон ГП и фаз  $\theta''$ , зависит только от нескольких скачков на

атом, в то время как образование осадков  $T_1(Al_2CuLi)$ , +  $\theta'$  ( $Al_2Cu$ ) зависит от дальнедействующих атомно-диффузионных процессов. Важно, что образование зон ГП связано с формированием в твердом растворе субмикроскопических областей с повышенным содержанием меди. Если, например, в твердом растворе содержится 4% Cu, а в химическом соединении  $\theta(Al_2Cu)$ , которое в конечном счете должно выделиться из твердого раствора, 52% Cu, то концентрация меди в зонах ГП является промежуточной и возрастает по мере развития процесса. Зоны ГП в сплавах Al–Cu имеют пластинчатую форму и образуются на кристаллографических плоскостях (100) и являются частью твердого раствора, их кристаллическая структура такая же, как и твердого раствора, но постоянная решетки несколько меньше из-за повышенной концентрации меди, атомный радиус которой меньше, чем алюминия. Для них характерны не большие размеры (толщина 0,5...1,0 нм, диаметр 4...10 нм). На следующем этапе в твердом растворе образуются выделения, например, промежуточные  $\theta''$ , состав которых соответствует фазам  $\theta(Al_2Cu)$ . Предполагается, что фаза  $\theta''$  зарождается и растет на участках ГП, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон. Ранее в работах [52,53,60,61,182] изучали поведение осадков вокруг дислокаций. Они показали, что метастабильные фазы имеют сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением.

Фаза  $\theta''$  полностью когерентна с алюминиевым твердым раствором [23,78,177]. Например, для  $\theta''$  характерно упорядоченное взаимное расположение атомов меди и алюминия, при котором часть плоскостей занята только атомами меди, а часть – только атомами алюминия. Максимальная толщина выделений  $\theta''$  составляет 10 нм, а диаметр – до 150 нм.  $\theta''$  лишь условно может называться фазой, поскольку частицы  $\theta''$  не имеют дискретной границы раздела с матрицей, что существенно затрудняет их регистрацию методами РФА.

Рост прочности при закалке, по видимому, связан с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с выделением промежуточных метастабильной  $\theta''$ , фазы (в сплавах Al–Cu).

Хорошо известно [23,78], что более высокой пиковой прочности можно достичь благодаря хорошо сбалансированному образованию когерентных и последующих полукogerентных выделений соответственно. Значительное упрочнение сплавов при закалке является результатом того, что зоны ГП и метастабильные частицы интерметаллидных фаз служат препятствием для движения дислокаций. Движущиеся при пластической деформации дислокации, перерезают зоны ГП и метастабильных частиц фазы  $\theta''$ , однако упругие деформации, существующие вокруг зон, нарушение упорядоченности в расположении атомов при прохождении дислокаций через зоны, обуславливают повышение напряжения, необходимого для движения дислокаций.

Диффузионные процессы в твердом растворе и их влияние на образование стабильных фаз подробно исследованы для смеси Al–Cu–Mg в [78]. Здесь важно подчеркнуть различие двух процессом. При затвердевании расплава сварного шва формирование фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $S(Al_2CuMg)$  на границах субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией, т.е. диффузионными процессами в жидкой фазе. При закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее.

Температурная зависимость коэффициента диффузии ( $D$ ) описывается зависимостью:  $D=D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ , где  $D_0$  – постоянная величина, характеризующая систему;  $Q$  – энергия активации, которая определяет величину энергии, требующейся для вырывания атома из кристаллической решётки;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура. Видно, что коэффициент диффузии тем меньше, чем выше энергия активации и возрастает с увеличением температуры. Используя для оценки времени диффузии характерное время старения, как время формирования упрочняющих фаз, в [78] приводят характерное время равным 48 ч при 170 С.

Выделение частиц промежуточной  $\theta'$  фазы фактически является началом собственно распада твердого раствора. Фаза  $\theta'$  по составу соответствует стабильной фазе  $\theta(Al_2Cu)$ , имеет свою кристаллическую решетку, отличную и от



решетки алюминия, и от решетки  $\theta$  фазы, промежуточную в том смысле, что она легче сопрягается с решеткой алюминия, чем решетка  $\theta$  фазы. Выделения  $\theta'$  фазы сопряжены, когерентны с решеткой алюминия по плоскостям (100). Таким образом,  $\theta'$  фаза не полностью отделена от матрицы поверхностью раздела. Выделения  $\theta'$  фазы образуются из  $\theta''$  фазы. При образовании стабильной  $\theta$  фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), когерентность решеток матрицы и выделяющейся фазы полностью нарушаются.

Интерметаллидные частицы с отличной от матрицы кристаллической решеткой и упорядоченным расположением атомов представляют собой более серьезное препятствие для движения дислокаций; дислокации не перерезают, а обходят эти частицы образуя петли и накопление дислокаций [23,78,183]. По мере того, как расстояние между частицами при старении уменьшается, напряжение, необходимое, чтобы изогнуть дислокации и протолкнуть их между частицами, возрастает, что и приводит к повышению предела текучести. Именно поэтому максимальный эффект упрочнения наблюдается при тех режимах старения, при которых образуются дисперсные, равномерно распределенные в матрице на небольших расстояниях одна от другой интерметаллидные частицы. Укрупнение частиц и увеличение расстояний между ними приводит к снижению прочности. При выборе режима старения (температуры и продолжительности), как правило, исходят из условия обеспечения максимальной прочности. Представленная физическая картина упрочнения сварного шва полностью коррелирует с результатами проведенных экспериментов, изложенных выше, и хорошо соответствует исследованию влияния закалки и искусственного старения сплава [34,78]. Отмечалось [50,184], если температура закалки низкая, в матрице осталось много фаз на границах дендритных зерен, что снижает степень перенасыщения твердого раствора и ослабляет эффекты упрочнения. Напротив, большее количество фаз растворялось с повышением температуры закалки, что приводило к более сильным эффектам усиления прочности. Роль зон ГП в увеличении прочности на стадии закалки видна из сравнения влияния закалки на сплавы Al, в

зависимости от содержания Cu. В работе [50] при исследовании системы Al–Mg–Li показано, что в отсутствие Cu т.е. без формирования зон GPB, закалка не оказывает влияние на прочностные характеристики и ее роль сводится только к гомогенизации твердого раствора и растворение в нем легирующих элементов. Упрочнение достигается на стадии искусственного старения.

Максимальные механические характеристики образца со сварным швом достигнуты при использовании полного комплекса термического воздействия: закалки и искусственного старения.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены в таблице 6.5.1 и на рисунке 6.5.4. В качестве основных фаз, выделены параметры, непосредственно влияющие на механические характеристики.

Таблица 6.5.1 – Фазовый состав образцов исходного сплава и сварного шва содержащего.

		Исходное состояние	закалка 560 °С	закалка 560 °С искусственное старение 180° С 32 часа
Сплав	Основные фазы	$\alpha\text{Al},+$ $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$	$\alpha\text{Al}+\text{ПТР}$ +зоны ГП+ $\theta''$	$\alpha\text{Al}+ \theta' (\text{Al}_2\text{Cu})$
	Дополнительные фазы	$T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$ $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ $\theta' (\text{Al}_2\text{Cu})$		$T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$
Шов	Основные фазы	$\alpha\text{Al},+$ $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$	$\alpha\text{Al}+\text{ПТР}$ +зоны ГП+ $\theta''$	$\alpha\text{Al}++ \theta' (\text{Al}_2\text{Cu})$
	Дополнительные фазы	$S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$ $\theta' (\text{Al}_2\text{Cu})$		$T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$

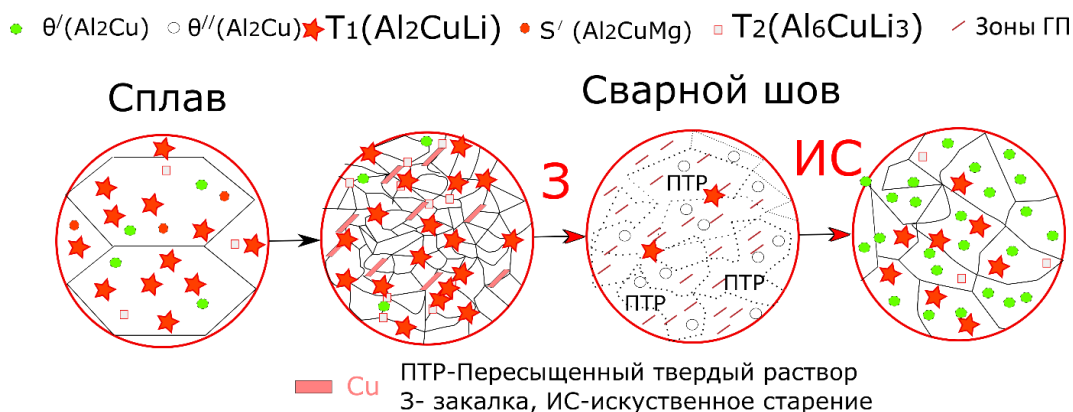
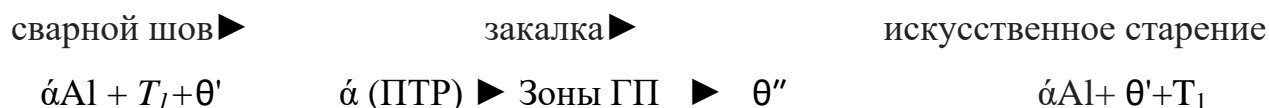


Рисунок 6.5.4 – Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. 1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава 1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li можно представить в следующем виде:



Впервые четко экспериментально показано, что изменение прочности в следствие закалки при оптимальной температуре в области 560 °С физически обусловлено изменением микро и нано структуры. т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизация твердого раствора, что обуславливает первые стадии процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с выделением промежуточных метастабильной  $\theta''$ , фазы (в сплавах Al–Cu). При оптимальном искусственном старении формируется новая микроструктура и фазовый состав сварного шва, который включает преимущественно упрочняющую  $\theta'$  фазу.

Представленные результаты дают исчерпывающую картину изменения механических характеристик неразъемных соединений сплава В-1469, полученных методом лазерной сварки и подвергнутых термической постобработке (закалка и искусственное старение). Состояния твердого раствора сварочного шва (микро и нано структуру, распределения легирующих элементов, образование и растворение основных упрочняющих фаз), обуславливает изменение механических характеристик.

## Выводы по главе 6

Рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, сплава В- 1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li 1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li до и после оптимальной термообработки.

Впервые для исследования эволюции фазового состава сварного шва в исходном состоянии и после оптимальной термообработки термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплава применено синхротронное излучения с установки Mega Science ИЯФ СО РАН, что позволило с высоким разрешением измерить распределение фазового состава поперек шва на всех этапах исследований.

Показано, что для сварного шва сплава Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, основная фаза  $\alpha$ -Al дополнительная фаза  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al, S(Al<sub>2</sub>CuMg)+ $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu).

Для сварного шва сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, основная фаза  $\alpha$ -Al дополнительная фаза S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al,  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) дополнительная фаза S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi).

Для образца сварного шва сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, основные фазы  $\alpha$ -Al T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>) дополнительная фаза S'(Al<sub>2</sub>MgCu) после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al-  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) +S'(Al<sub>2</sub>MgCu).

Для образца сварного шва сплава В- 1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, основная фаза  $\alpha$ -Al. T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>), после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al, T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi),  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), дополнительная фаза S'(Al<sub>2</sub>MgCu).

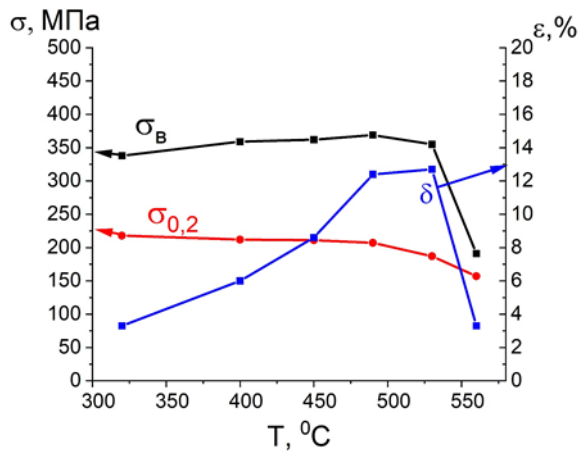
Для образца сварного шва сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li, основная фаза  $\alpha$ -Al дополнительная фаза T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), после оптимального ТО основные фазы  $\alpha$ -Al,  $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu). Результаты исследований, представленные в главе 6, отражены в публикациях [122,185–187].

## Глава 7 Обобщение результатов исследований и влияния легирующих элементов Mg, Cu, Li на механику структурно-фазового состава и механические характеристики сварного шва.

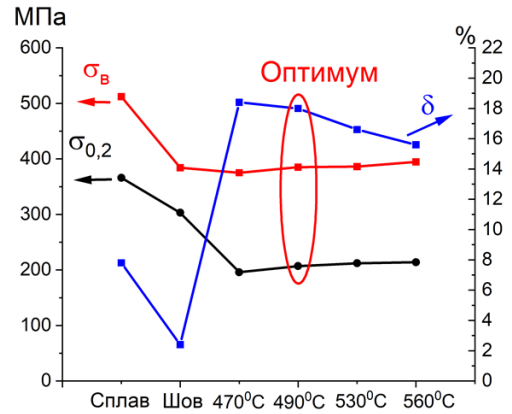
Используемые в работе термически упрочняемые алюминиевые сплавы имеют разную концентрацию легирующих элементов: сплав 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li; сплав 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li; сплав 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li; сплав В-1461 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li; сплав В-1469 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li; сплав Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg.

Для всех используемых в работе термически упрочняемых алюминиевых и алюминивно-литиевых сплавов процесс лазерной сварки приводит к разрушению исходной структуры материала с образованием крупной дендритной структуры и изменением фазового состава. При лазерной сварке сплава Д16Т на границе дендрита в сварном шве формируются медесодержащие фазы  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  и  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ . При лазерной сварке сплавов 1420, 1424 в сварном шве упрочняющая фаза  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  отсутствует, присутствует только  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  на границе дендритного зерна и частично в твердом растворе. Для сплава 1441 на границе дендрита формируются фаза  $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$ , упрочняющие фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  и  $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$  отсутствуют. Для сплава В-1461 на границе формируются в основном фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  и  $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$ . Для сплава В-1469 на границе формируются в основном фаза  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  и  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ . В зависимости от соотношения концентраций основных легирующих элементов Mg, Cu, Li, роль данных фаз, участвующих в механизме упрочнения различна. На рис. 7.1 представлены типичные зависимости изменения средних значений  $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ , и  $\delta$  для образца с различным содержанием легирующих элементов Mg и Cu со сварным соединением в зависимости от температуры закалки. На рис. 7.2 представлены данные характеристики в относительных единицах, показывающие отношение полученных значений к соответствующим значениям для исходного сплава в состоянии поставки. Здесь  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ -

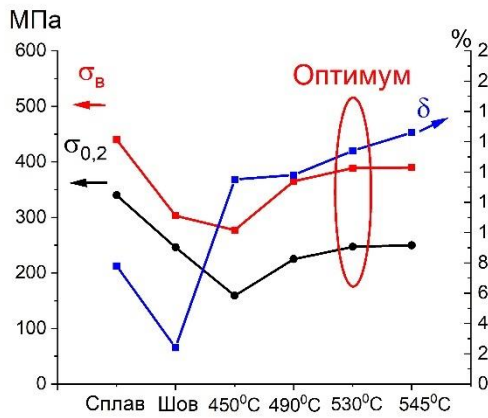
отношение предела текучести,  $k_3$ - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава.



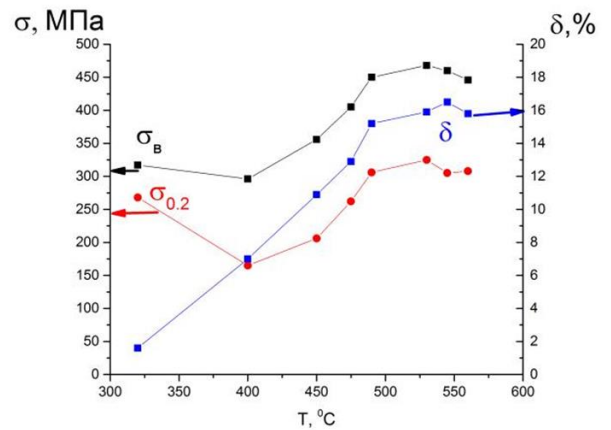
1420



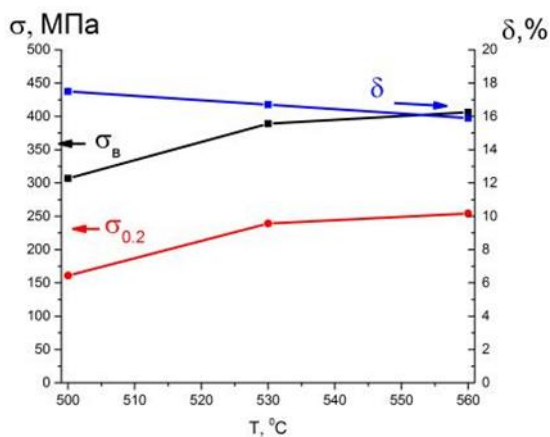
1424



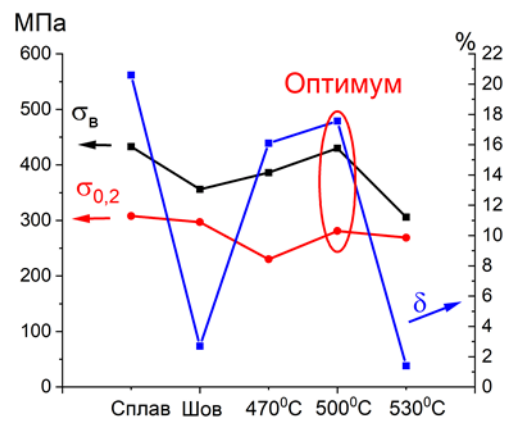
1441



В-1461

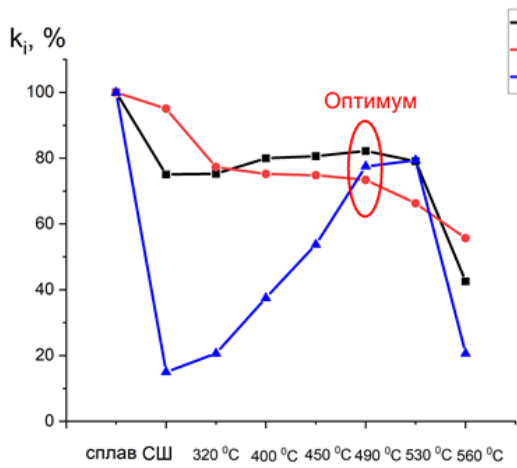


В-1469

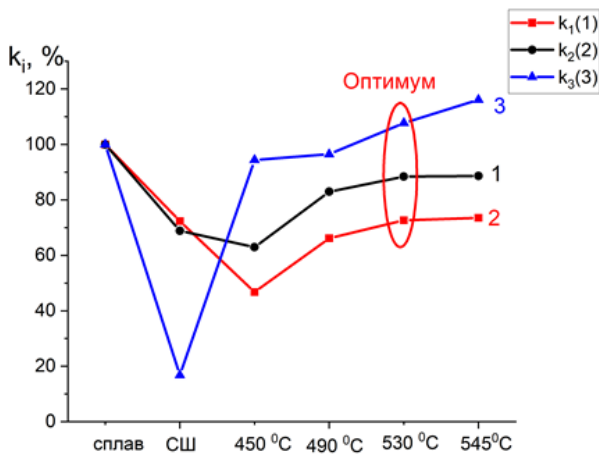


Д16Т

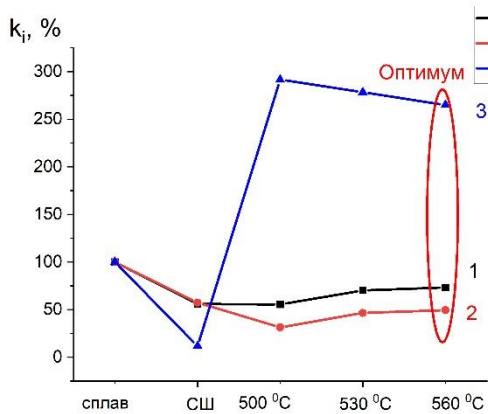
Рис.7.1. Зависимость механических характеристик  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ , и  $\delta$  образцов со сварным соединением от температуры заковки.



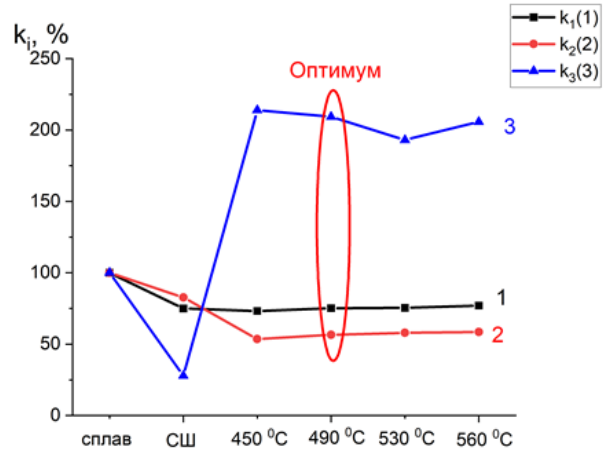
сплав 1420



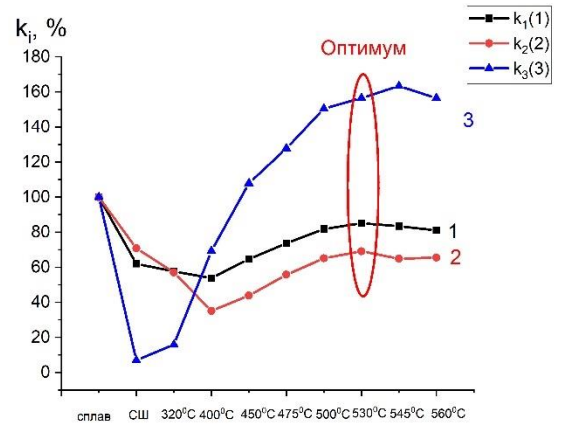
сплав 1441



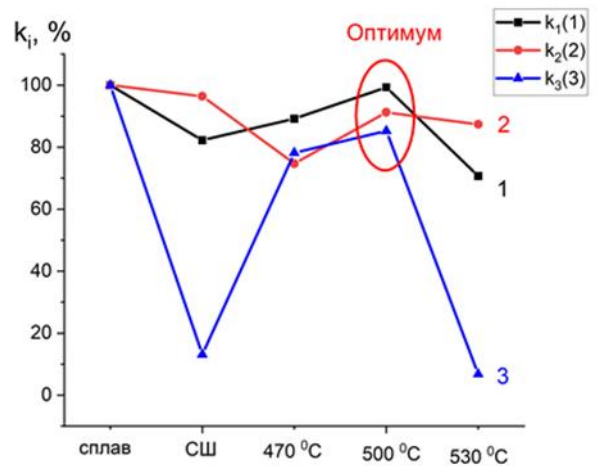
сплав B-1469



сплав 1424



сплав B-1461



D16T

Рис.7.2. Зависимость коэффициентов  $k_i$  образцов со сварным соединением от температуры закалки. 1-отношение временного сопротивления на разрыв, 2-отношение предела текучести, 3- отношение относительного удлинения



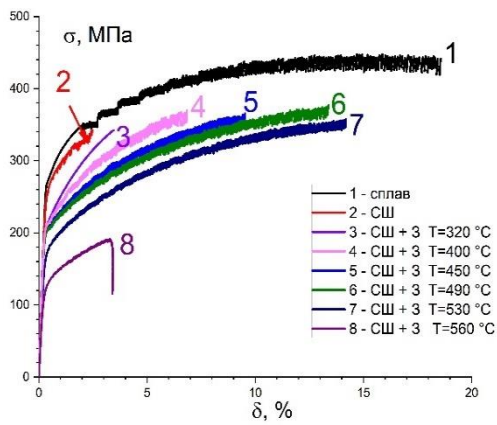
сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава.

На рис. 7.3 приведены экспериментальные кривые нагружения от деформирования для исходных сплавов и испытанных сварных соединений после закалки при различных температурах.

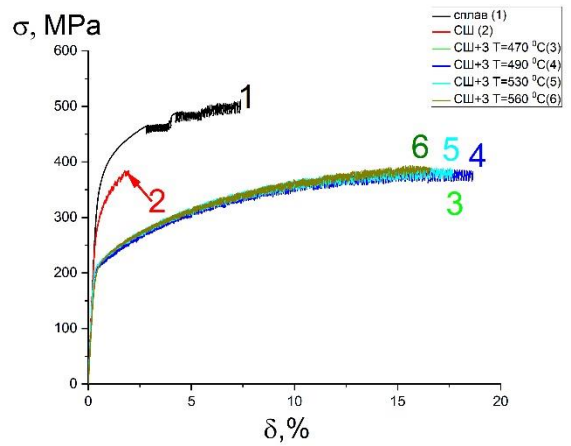
Как видно на рис. 7.3 (кривая 1), сплавам системы Al-Mg-Li (в отсутствии Cu) 1420 и 1424 свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью). Кривая нагружения после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоит из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов, скорость роста напряжения между сбросами остается на всем протяжении деформирования постоянной. Помимо сбросов напряжения при пластическом деформировании наблюдается макронеоднородность пластической деформации: затухающая ступенчатость деформирования рабочей области образца при постоянной скорости перемещения подвижного захвата. Неоднородности деформации соответствует ступенчатый рост напряжения (участкам замедленного деформирования соответствуют участки ускоренного роста напряжения). Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала в среднем со скоростью 1 МПа/%. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа. В [26] показано, что эффект Портевена–Ле Шателье связан с образованием зародыша на боковой поверхности образца, от которого затем в сторону захватов распространяются автоволны локализованной пластической деформации в виде полос, расположенных под углом к оси образца. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Углом к оси образца. Каждому прохождению волны соответствует один сброс напряжения. Таким образом, происходит диссипация внутренней энергии, и разрушение образцов представляет собой сдвиг вдоль такой полосы.

При появлении в образце сварного шва для сплава 1420 и 1424 картина существенно меняется. Макронеоднородность пластической деформации (рис. 7.3, кривая 2) слабо выражена. Прерывистая текучесть начинается при очень маленьких величинах относительного сжатия. Если в однородном материале первый сброс напряжения происходил при  $\varepsilon_{пт} \approx 1,6\%$ , из которых 1,2% приходится на пластическую деформацию с монотонным упрочнением, то при наличии необработанного шва – при  $\varepsilon_{пт} \approx 0,4\%$ , что соответствует верхней границе упругости. Поскольку, как видно из кривой 1, для начала прерывистой текучести необходима некоторая степень пластической деформации, это говорит о локализации деформаций в некоторой области малой протяженности, которая испытывает достаточно большое растяжение при малом среднем растяжении образца. Анализ распределения сбросов напряжения в образце с необработанным швом показал наличие двух различных групп сбросов. Одна из них, начинающаяся с общей деформации  $\varepsilon \approx 1,6\%$ , по амплитуде, скорости ее роста и частоте сбросов близка к исходному материалу. Вторая, начинающаяся при  $\varepsilon_{пт} \approx 0,4\%$  и далее продолжающаяся параллельно первой, отличается в среднем вдвое большей амплитудой и на порядок меньшей частотой. Наличие второй группы подразумевает присутствие второго источника автоволн. Второй источник, очевидно, находится в сварном шве или в области границы шва и зоны термического влияния, где в итоге происходит разрушение.

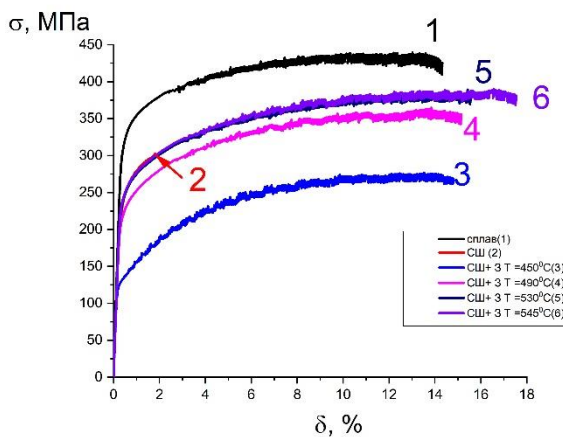
Для сплавов В-1461 и В-1469 системы Al-Cu-Mg-Li кривые нагружения от деформирования принципиально отличаются. Им характерна пластическая деформация без прерывистой текучести. Важно отметить, что эффект Портевена–Ле Шателье (прерывистой текучестью) наблюдается у образцов (рис 7.2 В) после закалки при низкой температуре при малой прочности и уменьшается с ростом температуры закалка вплоть до оптимального значения 530 °С (см. рис 7.3 сплав 1461 и В-1469). Для сплава Д16Т системы Al- Cu -Mg. Эффект Портевена–Ле Шателье отсутствует как для исходного сплава так и сварного шва без ТО и после закалки при различных температурах.



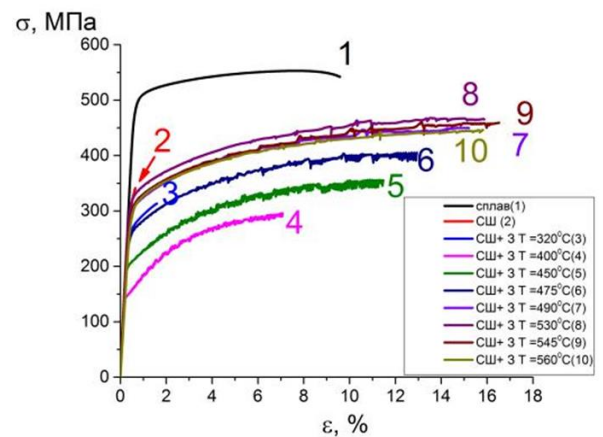
1420



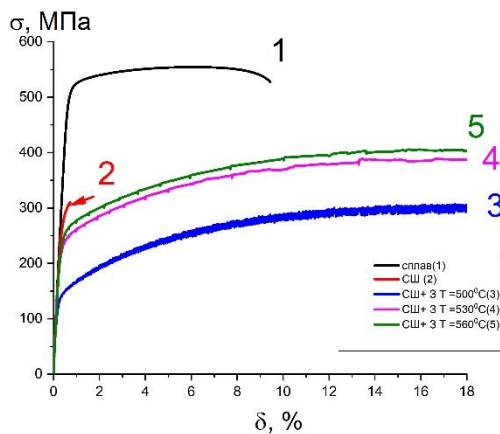
1424



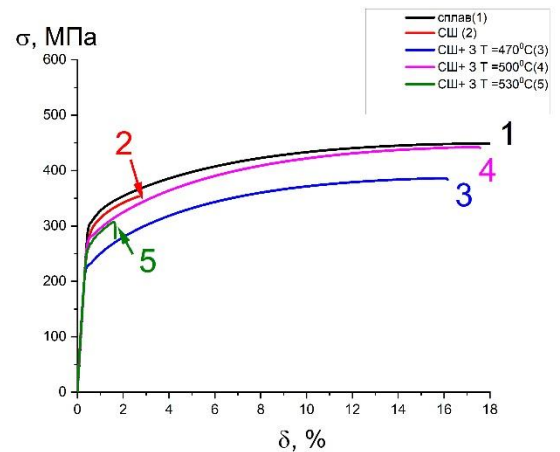
1441



В-1461



В-1469



Д16Т

Рис.7.3. Зависимость напряжения от деформации образцов со сварным соединением при различной температуре закалки.

Из приведенных данных видно, что по реакции на процедуру закалки все образцы можно разделить на две группы. Для образцов системы Al-Mg-Li

характерна очень слабая или практически полное отсутствие зависимости временного сопротивления  $\sigma_B$  и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от температуры закалки в широком интервале температур 320-530 °С. Изменяется только относительное удлинение (сплав 1420). Сплавы системы Al-Cu-Li имеют сложную зависимость временного сопротивления и, особенно предела текучести от температуры закалки. При малых температурах наблюдается небольшое снижение прочности и более существенное уменьшение предела текучести, т.е. механические характеристики детали становятся ниже, чем параметры шва после сварки. При увеличении температуры закалки параметры  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  возрастают, однако предел текучести остается на уровне или даже несколько ниже характеристик сварного шва без ТО.

Температура закалки, при которой достигаются максимуму коэффициентов  $k_1$  и  $k_2$  считалась оптимальной. В таблице 7.1 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_B = \sigma_B(\text{сварка}) - \sigma_B(\text{сварка закалка}) = (с-з)$  МПа, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}=(с-з)$  МПа и относительного удлинения  $\Delta\delta=(с-з)\%$  сварного шва после оптимальной закалки. Так же в таблице 7.1. приведено фазовое состояние сварного шва после закалки для исследуемых сплавов согласно разделу 6.

Хорошо видно различие двух классов сплавов. Отсутствие Cu в сплаве обуславливает снижение влияния закалки в 2-10 раз. Важно, что если величины  $\Delta\sigma_B$  для всех исследуемых сплавов положительны, т.е. временное сопротивление после закалки превышает временное сопротивление сварного шва, то изменение предела пластичности  $\Delta\sigma_{0,2}$  для всех сплавов меньше или близко к нулю, причем для сплавов без Cu этот эффект существенно меньше.

Таблица 7.1 – Изменение временного сопротивления  $\Delta\sigma_B$ , предела пластичности  $\Delta\sigma_{0,2}$  и относительного удлинение  $\Delta\delta$  сварного шва за счет оптимальной закалки и фазовое состояние сварного шва после закалки.

Наименование сплава и система легирования	$\Delta\sigma_B$ (с-з), МПа	$\Delta\sigma_{0,2}$ (с-з), МПа	$\Delta\delta$ (с-з), %	Фазовое состояние сварного шва
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	27	- 63	12	$\alpha$ Al+ПТР
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	0	- 96	15,6	$\alpha$ Al+ПТР
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	87	0	13	$\alpha$ Al+ПТР, зоны ГП, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)
B-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	127	- 8	15,2	$\alpha$ Al+ПТР, зоны ГП, $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)
B-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	96	- 41	15,2	$\alpha$ Al+ПТР, зоны ГП, $\theta''$ (Al <sub>2</sub> Cu)
D16T Al-4.4Cu-1.5Mg	71	- 16	14,8	$\alpha$ Al+ПТР, зоны ГП,

Отметим, что экспериментальные данные таб. 7.1 не позволяют однозначно определить роль Mg в изменении механических характеристик сплавов.

Для сплава 1420 указан фазовый состав на основе результатов исследований по разделу 4.

Действительно, сплавы системы Al-Mg-Li с максимальной концентрацией Mg и нулевой Cu резко выделяются по минимальному изменению величины  $\Delta\sigma_B$  и максимальному отрицательному изменению предела пластичности  $\Delta\sigma_{0,2}$ . Однако среди исследуемых сплавов сварной шов сплава 1441 демонстрирует обратную зависимость, т.е. обладая максимальной концентрацией Mg среди сплавов, содержащих Cu, он обладает самым большим увеличением предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  с ростом температуры. При этом для сварного шва сплава B-1461 с меньшей

концентрацией Mg, и более высокой концентрацией Cu изменение предела текучести приближается к сварному шву сплава 1441. Согласно таблице 7.1 на изменение временного сопротивления и пластичности сварного шва влияет фазовое состояние. Так для сварных соединений системы Al-Mg-Li сплав 1420 и 1424 основное состояние это  $\alpha$  Al+ пересыщенный твердый раствор (ПТР). При этом прочность не растет. Для сварных соединений системы Al-Cu-Li сплав 1441, В-1461 и В-1469 основное состояние это  $\alpha$  Al+ ПТР+ зоны Гинье-Престона (ГП) и фаза  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) или  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu). Для сварных соединений системы Al-Cu-Mg сплав Д16Т,  $\alpha$  Al+ ПТР+ зоны Гинье-Престона (ГП). Т.е. основной вклад в увеличение прочности при закалке вносит зоны ГП и частично фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) и  $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu). При этом согласно таблице 7.1 на увеличение предела текучести сварных соединений влияет фаза  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li).

Данное обстоятельство может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией с выделением легирующих элементов. При реализованных скоростях охлаждения сварного шва, диффузия в твердой фазе не успевает пройти, в то время как в жидкости она может быть довольно полной, т.е. состав выделившихся из жидкости кристаллов далее изменяется слабо. Их состав, в основном, определяется составом жидкой фазы в тот момент, когда они образовались. В этом случае кристаллизация начинается при максимальной температуре  $T_i$  с выделением кристаллов состава  $\alpha_i$ -Al, содержащим легирующие элементы, максимально повышающие температуру плавления-кристаллизации. По мере понижения температуры начинается кристаллизация с выделением кристаллов  $\alpha_j$ -Al, определяемым остаточным составом жидкого металла. В результате, в системах эвтектического и переэвтектического типов при таких условиях кристаллизации образуются аномально пересыщенные твердые растворы легирующих элементов и примеси неравномерно распределяются по объему дендритов твердого раствора [33,34(24)]. Кроме этого, в литом металле могут присутствовать фазы, входящие в неравновесные эвтектики, и первичные интерметаллиды.

Согласно дифрактограммам полученным с помощью синхротронного излучения системы Al-Mg-Li (сплав 1424 см. раздел.6) в сварочном шве рефлексы упрочняющей фазы  $\delta'(Al_3Li)$  не наблюдались, хотя они присутствовали в исходном сплаве. В шве зарегистрированы лишь слабо интенсивные пики тройной фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ . Микроструктура сварного шва характеризовалась наличием на границах субзерен множества темных агломератов, т.е. содержащих легкие элементы (Mg), с характерным размером 0.5-1 мкм, которые, по-видимому, обусловлены присутствием фазы  $S_1(Al_2MgLi)$ . В твердом растворе сварного шва, наблюдается незначительное количество частиц размером 100-300 нм.

Для сплавов системы Al-Cu-Mg-Li характер фазовых и микроструктурных изменений в сварном шве принципиально другой. Изображения растрового электронного микроскопа в режиме обратно-рассеянных электронов показывают наличие белых пятен, контрастность которых обусловлена частицами другого состава, т.е содержащими тяжелые элементы типа Cu, которые располагаются по границам дендритных зерен, образуя агломераты размером порядка 0.5 мкм. Рентгенограммы (как на просвет, так и на отражение ) показывают наличие в сварном шве медесодержащих фаз  $T_1(Al_2CuLi)$ ,  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . При этом для сплава 1441 с малой концентрацией меди 1,7 % в сварном шве фиксируется в основном фаза  $T_2(Al_6CuLi_3)$ , с увеличением концентрации меди до 2,7 % в сварном шве сплава В-1461 фиксируется фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$  и с высокой концентрацией меди 3,9 % фиксируется в основном фаза  $T_1(Al_2CuLi)$ . Для сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg фиксируется фаза  $\theta(Al_2Cu)$ .

Таким образом, в сварном шве в результате плавления происходят единые для системы Al-Li процессы растворение упрочняющих фаз в твердом растворе, локализация легирующих элементов преимущественно на границе дендритных субзерен в результате неравновесной кристаллизации и формирование там тройных фаз  $S_1(Al_2MgLi)$ ,  $T_2(Al_6CuLi_3)$  и  $T_1(Al_2CuLi)$  в зависимости от типа преимущественного легирования Cu или Mg. В сплаве Д16Т в отсутствии Li, преобладает формирование двойной фазы  $\theta(Al_2Cu)$ . Плавление сплавов в процессе



лазерного воздействия, которое приводило к растворению упрочняющих фаз в объеме твердого раствора и локализации интерметаллидных фаз на границах субзерен, обуславливало снижение прочности до уровня  $k_I = 60-80\%$  от прочности исходного сплава.

Влияние процесса закалки существенным образом зависит от состава легирующих элементов, т.е. системы Al-Mg-Li Al-Cu-Mg-Li и Al-Cu-Mg. Самой неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, имеющих фазовые превращения в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавах), является пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов получить некоторую промежуточную структуру, которая соответствует начальным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Так, если сплав Al+4% Cu нагреть до температуры, необходимой для полного растворения  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и S(Al<sub>2</sub>CuMg) в алюминии, и охладить в воде до комнатной температуры, то твердый раствор, содержащий 4,0% Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен при комнатной температуре. Выделение интерметаллидных фаз не успевает происходить. Поскольку равновесная растворимость меди в алюминии при низких температурах составляет около 0,2%, твердый раствор в закаленном сплаве Al+4% Cu пересыщен медью более чем в 20 раз.

Предполагается, что процесс распада пересыщенных твердых растворов, наиболее изученных Al-Cu сплавов, по мере повышения температуры нагрева развивается следующим образом. При выделении каждой упрочняющей фазы из пересыщенного твердого раствора установлены промежуточные стадии, которые в различных комбинациях легирующих элементов можно изобразить следующим образом в [23,50,78,188,189]:

Al-Cu: ПТР  $\alpha \rightarrow \rightarrow$  ГП зоны  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$  (Al<sub>2</sub>Cu);

1

Al–Cu–Mg: ПТР  $\alpha \rightarrow$  ГП зоны  $\rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S$  (Al<sub>2</sub>CuMg); 2

Необходимо отметить, что регулирование порядка, как очень локальный процесс формирования зон ГП и фаз  $\theta''$  и  $S''$ , зависит только от нескольких скачков на атом, в то время как образование осадков  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и  $S$  (Al<sub>2</sub>CuMg) зависит от дальнедействующих атомно-диффузионных процессов [58]. Важно, что образование зон ГП связано с формированием в твердом растворе субмикроскопических областей с повышенным содержанием меди. Если, например, в твердом растворе содержится 4% Cu, а в химическом соединении  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu), которое в конечном счете должно выделиться из твердого раствора, 52% Cu, то концентрация меди в зонах ГП является промежуточной и возрастает по мере развития процесса. Зоны ГП в сплавах Al–Cu имеют пластинчатую форму и образуются на кристаллографических плоскостях (100) и являются частью твердого раствора, их кристаллическая структура такая же, как и твердого раствора, но постоянная решетки несколько меньше из-за повышенной концентрации меди, атомный радиус которой меньше, чем алюминия. Для них характерны не большие размеры (толщина 0,5...1,0 нм, диаметр 4...10 нм). На следующем этапе в твердом растворе образуются выделения, например, промежуточные  $\theta''$  и  $S''$  фазы, состав которых соответствует фазам  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) и  $S$  (Al<sub>2</sub>CuMg). Предполагается, что фазы  $\theta''$  и  $S''$  зарождаются и растут на участках ГП, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон. Ранее в работах [48-54, 61] изучали поведение осадков вокруг дислокаций. Они показали, что метастабильные фазы имеет сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением. Фазы  $\theta''$  и  $S''$  полностью когерентны с алюминиевым твердым раствором [47]. Например, для  $\theta''$  характерно упорядоченное взаимное расположение атомов меди и алюминия, при котором часть плоскостей занята только атомами меди, а часть – только атомами алюминия. Толщина выделений  $\theta''$  составляет 2 нм, а диаметр – до 22 нм.  $\theta''$  лишь условно может называться фазой,

поскольку частицы  $\theta''$  не имеют дискретной границы раздела с матрицей, что существенно затрудняет их регистрацию методами РФА [188,189]

Рост прочности при закалке (в сплавах Al–Cu), связывается с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$  и  $S''$  фаз. Согласно таб. 3 исследованные сплавы, содержащие Cu, при оптимальной закалке увеличивают прочность  $\Delta\sigma_b$ , (с-з) на величину 70-127 МПа, однако фазовые структуры, которые формируются при этом, принципиально отличаются.

Дифрактограммы сплава Д16Т со швом после закалки аналогично [50] практически не содержит интерметаллидных фаз по сравнению с образцами без ТО (см.раздел.6). В этом случае упрочнение обусловлено, по видимому, растворением фаз  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) и S(Al<sub>2</sub>CuMg), возникших на границах субзерен при затвердевании расплава шва и существующих в исходном сплаве, формированием пересыщенного твердого раствора с последующей реализацией рассмотренного выше механизма, связанного с первыми стадиями процесса распада пересыщенного твердого раствора: с образованием зон ГПБ и с выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$ , и  $S''$  и не имеют дискретной границы раздела с матрицей, что существенно затрудняет их регистрацию методами РФА.

Представленная физическая картина упрочнения сварного шва полностью коррелирует с результатами проеденных экспериментов и хорошо соответствует исследованию влияния закалки и искусственного старения сплава [34,78]. Действительно, сварной шов содержит  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и S (Al<sub>2</sub>CuMg) фазы, которые локализованы на границах дендритных зерен (см. раздел б), при этом прочность шва низкая. Закалка приводит к гомогенизации твердого раствора, растворению фаз  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu) и S (Al<sub>2</sub>CuMg), что видно по исчезновению или сильному ослаблению их рефлексов при этом наблюдается существенное увеличение  $\sigma_b$ , с 353 МПа у сварного шва до 424 МПа после закалки в оптимальной режиме. При этом величина  $\sigma_b$ , даже уменьшается с 294 МПа для шва до 282 МПа после закалки.

В [34] показано, что аналогично данным закалка приводит к резкому уменьшению интенсивности рефлексов, т.е. снижению концентрации  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) и  $S$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) фаз. При этом происходит увеличение за счет оптимизации закалки  $\sigma_{\text{в}}$  с 393 МПа до 465 МПа т.е. на величину 68 МПа, что сравнимо с увеличением в нашем случае 71 МПа. В свою очередь, старение слабо влияет на величина  $\sigma_{\text{в}}$ , и существенно увеличивает  $\sigma_{0,2}$ , с 390 МПа до 480 МПа, т.е. на 90 МПа. Согласно [34] рост прочности на стадии закалки связан с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$ ,  $\theta'$  фаз (в сплавах Al–Cu).

В полном соответствии с данными настоящей работы временное сопротивление при растяжении, относительное удлинение постепенно увеличивались при увеличении температуры закалки до 500 °С. Когда температура закалки дополнительно увеличивается до 530 °С, удлинение, очевидно, уменьшается из-за пережога. Отмечалось [34], если температура закалки низкая, в матрице осталось много фаз на границах дендритных зерен, что снижает степень перенасыщения твердого раствора и ослабляет эффекты упрочнения. Напротив, большее количество фаз растворялось с повышением температуры закалки, что приводило к более сильным эффектам усиления прочности.

Роль зон ГП в увеличении прочности на стадии закалки видна из сравнения влияния закалки на сплавы Al, в зависимости от содержания Cu.

Важным дополнительным фактором, подтверждающим адекватность рассмотренных физических процессов при закалке, является сохранение в твердом растворе в процессе закалки фазы  $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$  (см. раздел 6). В работе [34] отмечается, что после выдерживания при 495 °С в течение 60 минут оставалась только фаза  $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ . Эти факты указывают на то, что фазы  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  имеют более низкую температуру плавления, и большинство из них растворились в матрице во время закалки. В соответствии с [32,190], фаза  $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ , как важная дисперсная фаза в сплавах системы Al–Cu–Mg,

осаждается в процессе гомогенизации, а затем его размер и морфология остаются неизменными при последующей деформации и термообработки.

Принципиально другая ситуация реализуется в сплавах системы Al-Cu-Mg-Li и зависит от относительной концентрации легирующих компонент.

Так при не большой концентрации Cu (сплав 1461)  $C^{Cu} / C^{Li} = 1,5$  сварочный шов содержит фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и небольшое количество фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$ , однако после закалки происходит растворение фаз  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$  и формирование фазы  $\delta'(Al_3Li)$  (см. раздел. 6). Необходимо отметить, что роль фазы  $\delta'(Al_3Li)$  в упрочнении сплавов системы Al-Cu-Li до конца не была установлена и являлся предметом детального обсуждения и противоречивых дискуссий, поскольку предполагается, что этот процесс проходит сложный путь в зависимости от температуры и времени [46–49], особенно в отношении предполагаемого конгруэнтного процесса упорядочения [50].

В работах [45,50] указывают на важную роль свободной энергии, которая при малых концентрациях Li в сплаве с близкой к нашей концентрации оказывается для  $\alpha$ -фаза твердого раствора изначально ниже, чем для  $\delta'$ -фазы. В этом случае, для зарождения  $\delta'$ -фазы требуется дополнительная энергия активации. Предполагается, что  $\delta'$ -фаза зарождается и растет на участках зон ГП, благодаря наличию поля напряжений вокруг данных зон.

Когда концентрация лития достаточна,  $\delta'$  может образоваться сразу во время или после закалки из твердого раствора [49,56–59]. Влияние концентрации Li, а также роль зон Гинье-Престона на зарождение и рост  $\delta'$ -фазы продемонстрировано в работе [60,61]. Они показали, что  $\delta'$ -фаза имеет сильную тенденцию осаждаться в пределах небольшого объема ядра дислокации, где Al матрица находится под сжимающим напряжением. х [60,61]

С другой стороны, в работе [45] проведено исследование конгруэнтного процесса упорядочения и показано, что отжиг при 433 К в сплаве состава 1.0 at.% Cu-5,9 ат.% Li приводит к образованию  $\delta'$  осадков, которые увеличиваются в размерах и объемной доле с увеличением времени отжига и температуры [57]. В

работе [45] сделан вывод, что замедленное образование осадков при низкой температуре обусловлено, не термодинамическими, а кинетическими причинами. Регулирование порядка как очень локальный процесс зависит только от нескольких скачков на атом, в то время как образование осадков зависит от дальнедействующих атомно-диффузионных процессов, эффективных только при более высоких температурах.

При увеличении концентрации Cu в сплаве В-1469 ( $C^{Cu}/C^{Li}=3,25$  как в сплаве, так и в шве без ТО наблюдаются фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $\theta(Al_2Cu)$  (см. раздел 4 и 6).

Таким образом, в сплавах системы Al-Cu-Li в результате процедуры закалки формируются зоны ГП и фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и  $\theta'(Al_2Cu)$ , содержащие подвижный Li. Именно наличие данных частиц обусловило повышение прочности швов при закалке, в частности, сплава 1461 на 127 МПа.

Особо необходимо отметить влияние закалки на изменение интерметаллидных фаз системы Al-Mg-Li (сплавы 1420 и 1424), для которых упрочнение в результате закалки относительно мало ( $\Delta\sigma_b = 10-30$  МПа). После процедуры сварки и последующей закалки образцов наблюдались только слабо интенсивные рефлексы фазы  $S_1(Al_2MgLi)$  внутри сварного шва, т.е. фаза  $\delta'(Al_3Li)$  отсутствовала полностью. Отсутствие упрочняющих фаз и слабое изменение прочности при процедуре закалки позволяет предположить, что в системе Al-Mg не работает рассмотренный выше механизм формирования зон ГП и последующего выделения промежуточных метастабильных фаз, т.е. Mg не образует зоны ГП.

Необходимо отметить, что в литературе нет четкого вывода о формировании зон ГП в системе Al-Mg-Li. Так, в работе [78] считается, что зоны ГП представляют собой ближнее упорядочение атомов растворенного вещества Cu и Mg. С другой стороны [15] утверждает, что в сплавах системы Al-Mg-Li не удастся обнаружить зоны ГП. Наши эксперименты подтверждают этот вывод. В процессе закалки в наших опытах отсутствовало упрочнение в сплавах 1420 и 1424 системы Al-Mg-Li, т.е. в отсутствии Cu. Таким образом, роль закалка в данной системе сводилась к

формированию гомогенизированного пересыщенного легирующими элементами твердого раствора Al. Аналогичный вывод сделан в работе [50].

На рисунке 7.4 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_B$  (с-з) МПа, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$ (с-з) МПа и относительного удлинения  $\Delta\delta=(с-з)\%$  сварного шва согласно фазовому состоянию после оптимальной закалки.

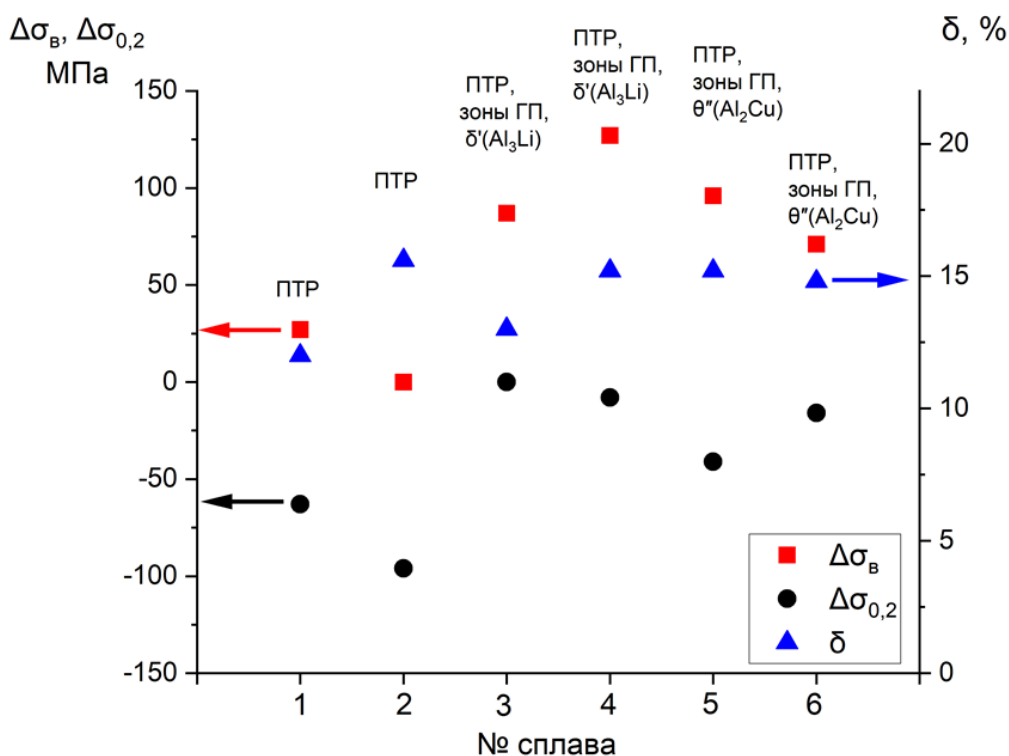


Рис.7.4. Изменение механики структурно-фазового состава сварного соединения для исследуемых сплавов при оптимальной закалке.

(ПТР -пересыщенный тверды раствор)

- 1) 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li
- 2) 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li
- 3) 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li
- 4) В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li
- 5) В-1469 система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li
- 6) Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg



Упрочнение сплавов системы Al–Mg–Li эффективно в процессе искусственного старения, для которого важную роль играют процессы диффузии легирующих элементов в твердом растворе.

Диффузионные процессы в твердом растворе и их влияние на образование стабильных фаз подробно исследованы, для исследуемых сплавов, в отличие от сварного шва. Здесь важно подчеркнуть различие трех процессов. При затвердевании расплава сварного шва формирование фаз на границах субзерен может быть обусловлен неравновесной кристаллизацией, т.е. диффузионными процессами в жидкой фазе. При закалке, особенно при высокой температуре, превышающей 500<sup>0</sup> С, близкой или даже выше температуры Солидус (лат. solidus «твёрдый»), определяемой по малой температуре плавления интерметаллидных фаз на границе субзерен, происходит активная диффузия легирующих элементов в твердый раствор. При старении при температурах 130<sup>0</sup>-200<sup>0</sup> С фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее. Температурная зависимость коэффициента диффузии (D) описывается выражением:  $D=D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ , где D<sub>0</sub>-постоянная величина, характеризующая систему; Q – энергия активации, которая определяет величину энергии, требующейся для вырывания атома из кристаллической решётки; R – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура. Видно, что коэффициент диффузии тем меньше, чем выше энергия активации и возрастает с увеличением температуры.

В таблице 7.2 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_{\text{в}} = \sigma_{\text{в}}(\text{сварка закалка}) - \sigma_{\text{в}}(\text{сварка искусственное старение}) = (z\text{-и}) \text{ МПа}$  и, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2} = (z\text{-и}) \text{ МПа}$  и относительного удлинения  $\Delta\delta = (z\text{-и})\%$  сварного шва после оптимального искусственного старения закалки. Так же в таблице 7.2 приведено фазовое состояние сварного шва после искусственного старения для исследуемых сплавов согласно разделу 6.

Хорошо видно влияние Cu Li в сплав системы Al-Cu-Mg-Li на изменение пластичности в результате применения искусственного старения. А также фазового

состояние сварного шва на временное сопротивление и относительное удлинения для всех исследуемых сплавов.

Таблица 7.2 – Изменение временного сопротивления  $\Delta\sigma_B$ , предела пластичности  $\Delta\sigma_{0,2}$ , относительного удлинение  $\Delta\delta$  сварного шва за счет оптимальной закалки и фазовое состояние сварного шва после оптимального искусственного старения.

Наименование сплава и система легирования	$\Delta\sigma_B$ , (з-и), МПа	$\Delta\sigma_{0,2}$ , (з-и), МПа	$\Delta\delta$ (и-з), %	Фазовое состояние сварного шва
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	81	95	-8,2	$\alpha$ Al+ $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li) + S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi)
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	118	152	-11,4	$\alpha$ Al+ $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li)+ S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi)
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	42	109	-6,2	$\alpha$ Al+ $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li) + S' (Al <sub>2</sub> CuMg)
B-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	42	115	-7,2	$\alpha$ Al+ $\delta'$ (Al <sub>3</sub> Li) + T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi)
B-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	124	231	-12	$\alpha$ Al+ $\theta'$ (Al <sub>2</sub> Cu) + T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi)
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	0	21	2	$\alpha$ Al+ S(Al <sub>2</sub> CuMg)+ $\theta$ (Al <sub>2</sub> Cu),

Измерения показали, что для системы Al-Cu Mg сплава Д16Т в процессе искусственного старения из пересыщенного твердого раствора происходит выделение фаз S(Al<sub>2</sub>CuMg) и  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu), которые не формировались в процессе закалки, т.е. их создание определяется диффузионными временами Cu и Mg в твердом растворе.

Для системы Al-Cu-Mg-Li старение изменяет фазовый состав сварного шва по сравнению с процессом закалки, формируются медесодержащие фазы, что обуславливает дальнейшее увеличение механических характеристик.

Проведенные исследования позволяют установить последовательность фазовых превращений исследованных сплавов.

Для системы Al–Cu–Mg (сплав Д16) полностью подтвердилась последовательность фазовых изменений в сварном шве, представленная соотношениями 1 и 2, т.е. через образование зон ГП метастабильных когерентных  $\theta''$ ,  $S''$  и полуккогерентных частиц  $\theta'$ ,  $S'$  формируются фазы  $S$  ( $Al_2CuMg$ ) и  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ), которые, собственно, и наблюдаются в эксперименте.

Для системы Al–Cu–Mg–Li предложены следующие схемы:

для  $Cu/Li > 3$ ; ПТР  $\rightarrow$ зоны ГП  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$ , 3

для  $Cu/Li = 1 - 2.5$ ; ПТР  $\rightarrow$ зоны ГП  $+ \delta' \rightarrow \theta' + \delta' \rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$ , 4

для  $Cu/Li < 1$ ; ПТР  $\rightarrow$ зоны ГП  $+ \delta' \rightarrow \delta' + S'$ , 5

Для системы Al–Mg–Li предложены следующие схемы:

ПТР  $+ S_1 \rightarrow \delta' + S_1$

Экспериментально невозможно наблюдать зоны ГП, когерентные и полукогерентные фазы, о существовании которых можно только предполагать, однако конечные фазовые состояния после плавления, закалки и искусственного старения определяются независимо рентгенограммами на просвет благодаря синхротронному излучению.

На рисунке 7.5 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_B = \sigma_B(z) - \sigma_B(i) = \Delta\sigma_B$  (з-и) МПа, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  (з-и) МПа и относительного удлинения  $\Delta\delta = (z-и) \%$  сварного шва согласно фазовому состоянию после оптимального искусственного старения.

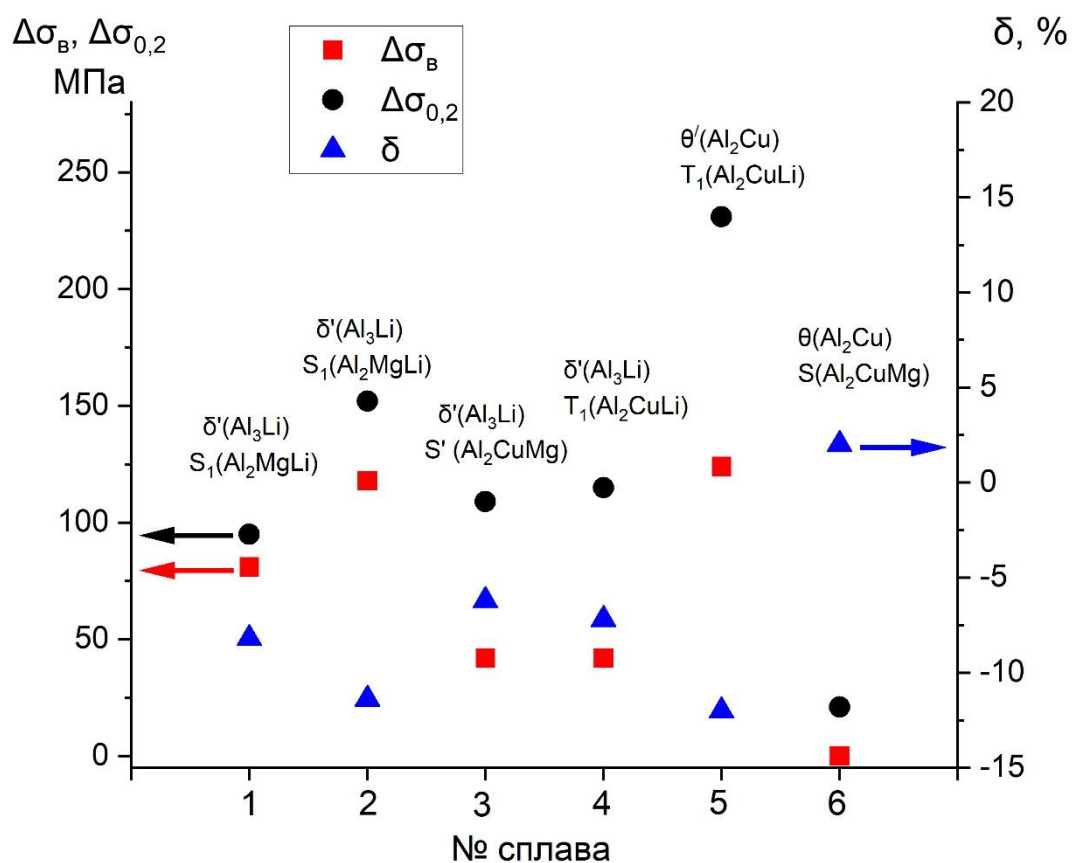


Рис.7.5. Изменение механики структурно-фазового состава сварного соединения для исследуемых сплавов при оптимальном искусственным старением.

- 7) 1420 система Al-5.2Mg-2.1Li
- 8) 1424 система Al-4.9Mg-1.65Li
- 9) 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li
- 10) В-1461 система Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li
- 11) В-1469 система Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li
- 12) Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg

В таблице 7.3 представлены полный цикл фазовых превращений сварных соединений в исходном состоянии и после оптимальной термообработки после закалки и закалки и искусственного старения.

Таблица 7.3 – Фазовые состояния сварного шва без ТО и после оптимальной термической обработки.

Наименование	Сварка без ТО	Сварка, закалка	Сварка, закалка и искусственное старение.
<b>Сплавы системы Al-Mg-Li</b>			
1424 $C^{Mg}/C^{Li}=2,96$	$S_1(Al_2MgLi)$ (в области дислокаций на границе зерен);	ПТР + $S_1$	$\delta' + S_1$
<b>Сплавы системы Al-Cu-Mg-Li</b>			
1441 $C^{Cu}/C^{Mg}=1,88$ $C^{Cu}/C^{Li}=0,85$	$T_2$ (в области дислокаций на границе зерен)	ПТР + зоны ГП+ $\delta'$	$\delta' + S'$
B-1461 $C^{Cu}/C^{Mg}=9$ $C^{Cu}/C^{Li}=1,5$	$T_1 + T_2$ (в области дислокаций на границе зерен)	ПТР + зоны ГП+ $\delta'$	$\delta' + T_1$
B-1469 $C^{Cu}/C^{Mg}=13$ $C^{Cu}/C^{Li}=3,25$	$T_1 + \theta$ (в области дислокаций на границе зерен)	ПТР + зоны ГП+ $\theta''$	$\theta'' + T_1$
<b>Сплавы системы Al-Cu-Mg-</b>			
Д16Т $C^{Cu}/C^{Mg}=2,93$	$\theta$ (в области дислокаций на границе зерен);	ПТР + зоны ГП+ $\theta''$	$S + \theta$ ,

В таблице 7.4 представлены значения механических характеристик сварных соединений и их отношения к исходному:  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ - отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава, после оптимальной термообработки.

Таблица 7.4 – Механические характеристики сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученные в испытаниях на статическое растяжение.

Наименование сплава, система	Образец со сварным швом					
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$k_1$ , %	$k_2$ , %	$k_3$ , %
Д16Т Al-4.4Cu-1.5Mg	428	302	19,6	99	98	95
1420 Al-5.2Mg-2.1Li	450	370	3,8	100	132	21
1424 Al-4.9Mg-1.65Li	503	359	6,6	98	98	92
1441 Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li	431	356	9,2	98	104	64
В-1461 Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li	510	440	8,7	93	94	86
В-1469 Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li	530	485	3,9	95	94	38

Для лазерных сварных соединений сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 500 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 190 °С с выдержкой 8 часов.

Для сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), к основному сплаву составили закалку при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 16 часов.

Для сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li режимы достижения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких к основному сплаву, составили закалку при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 175 °С с выдержкой 16 часов.

Для лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 200 °С с выдержкой 24 часа.

Для лазерных сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 530 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 32 часа.

Для лазерных сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li режимы достижения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалку при температуре 560 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 180 °С с выдержкой 32 часа.

Прочностные характеристики сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки, становятся близкие или равные исходным сплавам в состоянии поставки.



## Выводы по главе 7

В главе 7 показано влияния легирующих элементов Mg, Cu, Li на механику структурно-фазового состава и механические характеристики сварного шва. Управляя параметрами термической обработки образцов со сварным соединением всех исследуемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов, возможно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств сварного шва за счет изменения структурно-фазового состава сварного шва. Реализован замкнутый цикл фазовых превращений в лазерных сварных соединениях алюминиевых сплавов: Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg, 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li; 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

Проанализировано изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_B$ , предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  и относительного удлинения  $\Delta\delta$  сварного шва в зависимости от фазового состояния сварного шва после оптимальной закалки и закалки с последующим искусственным старением.

Представлены значения механических характеристик сварных соединений и их отношения к исходному:  $k_1$ -отношение временного сопротивления на разрыв,  $k_2$ -отношение предела текучести,  $k_3$  - отношение относительного удлинения сварного соединения соответственно, к данным характеристикам исходного сплава, после оптимальной термообработки в виде закалки и закалки с последующим искусственным старением.

Прочностные характеристики сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки, становятся близкие или равные исходным сплавам в состоянии поставки

## Заключение

Основной целью работы являлось получение сварных неразъёмных соединений современных термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, выполненных лазерной сваркой, имеющих механические характеристики (временное сопротивление на растяжение, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) и структурно-фазовый состав, близкие к основному сплаву или равные.

В качестве алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов выбраны следующие термически упрочняемые сплавы: Д16Т системы Al-4.4Cu-1.5Mg, 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li; 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li, 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li, В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li, В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li.

Проведена оптимизация лазерной сварки алюминиевых сплавов по энергетическим параметрам для получения сварных соединений без внешних дефектов в виде открытой пористости, подрезов, трещин в сварном шве и околошовной зоне. Изучена микроструктура, структурно-фазовый состав сварных соединений и механические характеристики сварных соединений. Проведены испытания сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, полученных на оптимальном режиме сварки, на статическую прочность. В результате было показано что микроструктура и структурно-фазовый состав сварного шва принципиально отличается от исходного сплава. Прочность сварных соединений низкая.

Для всех используемых в проекте термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов процесс лазерной сварки приводит к разрушению исходной структуры материала с образованием крупной дендритной структуры и изменением фазового состава.

Показано, что при лазерной сварке сплава Д16Т на границе дендрита в сварном шве формируются медесодержащие стабильные фазы  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$  и  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ . При лазерной сварке сплавов 1420, 1424 в сварном шве упрочняющая

фаза  $\delta'(Al_3Li)$  отсутствует, присутствует только  $S_1(Al_2MgLi)$  на границе дендритного зерна и частично в твердом растворе. Для сплава 1441 на границе дендрита формируются фаза  $T_2(Al_6CuLi_3)$ , упрочняющие фазы  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S'(Al_2CuMg)$  отсутствуют. Для сплава В-1461 на границе формируются в основном упрочняющие фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . Для сплава В-1469 на границе формируются в основном упрочняющая фаза  $T_1(Al_2CuLi)$ .

Для всех исследуемых сплавов разработана методика постобработки сварного соединения на основе холодного прессования и термообработки (закалка + искусственное старение).

Проведена постобработка сварных соединений, полученных при оптимальных режимах лазерной сварки, на основе холодного прессования с разными степенями пластической деформации.

В результате установлено, что при помощи обработки штампом сварного шва сплава 1420 удалось увеличить прочность соединения с исходных 0,78 до  $0,93 \div 0,95$  (при нагрузке 10-20 кН) от прочности сплава. Для сварного шва сплава В-1461 выглаживание шва до уровня основной поверхности дает увеличение прочности на 18 % (при нагрузке 15 кН) без уменьшения предельной деформации.

Оптимизирован процесс закалки и искусственного старения для образцов со сварным соединением всех исследуемых сплавов. Найдены режимы термообработки, позволяющие получать механические характеристики и структурно-фазовый состав сварных соединений близкие или равные основному материалу.

Впервые показано, что, управляя параметрами термической обработки образцов со сварным соединением всех исследуемых алюминиево-литиевых сплавов, возможно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств сварного шва за счет изменения структурно-фазового состава сварного шва.

Исследована эволюция структурно-фазового состава сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов с

помощью современных независимых методов диагностики: впервые использование дифрактометрии синхротронного излучения в сочетании с высокоразрешающей просвечивающей, сканирующей электронной и оптической микроскопией.

В результате было установлено следующее.

Для лазерных сварных соединений сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg режимы термообработки для получения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких или равных к основному сплаву составили: закалка при температуре 500 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 190 °С с выдержкой 8 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=428$  МПа,  $\sigma_{0,2}=302$  МПа и  $\delta=19,6\%$ .

Эволюция фазового состава лазерного сварного шва сплава Д16Т система Al-4.4Cu-1.5Mg происходит в следующем виде: сварной шов ( $\alpha$  Al+ $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu)) ► закалка ( $\alpha$  Al+пересыщенный твердый раствор +зоны Гинье-Престона+ $\theta''$ (Al<sub>2</sub>Cu)) ► искусственное старение ( $\alpha$  Al+S(Al<sub>2</sub>CuMg)+ $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu)).

Для сварных соединений сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li режимы термообработки для получения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких или равных к основному сплаву составили: закалка при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °С с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=450$  МПа,  $\sigma_{0,2}=370$  МПа и  $\delta=3,8\%$ .

Для сварных соединений сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li режимы термообработки для получения механических характеристик (временного сопротивления, предела текучести, предельного относительного удлинения), близких или равных к основному сплаву, составили: закалка при температуре 490 °С с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре

175 °C с выдержкой 16 часов. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=503$  МПа,  $\sigma_{0,2}=359$  МПа и  $\delta=6,6$  %.

Эволюция фазового состава лазерного сварного шва сплава 1424 системы Al-4.9Mg-1.65Li происходит в следующем виде: сварной шов ( $\alpha$  Al+ ( $S_1$  ( $Al_2MgLi$ ))) ► закалка ( $\alpha$  Al+пересыщенный твердый раствор) ► искусственное старение ( $\alpha$ Al+  $\delta'$ ( $Al_3Li$ ) +  $S_1$ ( $Al_2MgLi$ )).

Для лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li режимы термообработки для получения механических характеристик, близких или равных значений основного сплава, составили: закалка при температуре 530 °C с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 200 °C с выдержкой 24 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=431$  МПа,  $\sigma_{0,2}=356$  МПа и  $\delta=9,2$  %.

Эволюция фазового состава лазерного сварного шва сплава 1441 системы Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li происходит в следующем виде: сварной шов ( $\alpha$  Al+  $T_2$ ( $Al_6CuLi_3$ ))) ► закалка ( $\alpha$  Al+пересыщенный твердый раствор) ► зоны Гинье-Престона ►  $\delta'$ ( $Al_3Li$ ) ► искусственное старение ( $\alpha$ +  $\delta'$ ( $Al_3Li$ ) +  $S'$ ( $Al_2CuMg$ )).

Для лазерных сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li режимы термообработки для получения механических характеристик, достигающих близких или равных значений основного сплава, составили: закалка при температуре 530 °C с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре 170 °C с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_B=510$  МПа,  $\sigma_{0,2}=440$  МПа и  $\delta=8,7$ %.

Эволюция фазового состава лазерного сварного шва сплава В-1461 системы Al-2.7Cu-0.3Mg-1.8Li происходит в следующем виде: сварной шов ( $\alpha$  Al+  $T_1$ ( $Al_3CuLi$ )+ $T_2$ ( $Al_6CuLi_3$ ))) ► закалка ( $\alpha$  Al+пересыщенный твердый раствор) ► зоны Гинье-Престона ►  $\delta'$ ( $Al_3Li$ ) ► искусственное старение ( $\alpha$ +  $\delta'$ ( $Al_3Li$ ) +  $T_1$ ( $Al_2CuLi$ )).

Для лазерных сварных соединений сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li режимы термообработки для получения механических характеристик, достигающих значений основного сплава, составили закалка при температуре 560

$^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 30 мин с последующим искусственным старением при температуре  $180^{\circ}\text{C}$  с выдержкой 32 часа. Достигнуты следующие значения  $\sigma_{\text{в}}=530$  МПа,  $\sigma_{0,2}=485$  МПа и  $\delta=3,9$  %.

Эволюция фазового состава лазерного сварного шва сплава В-1469 системы Al-3.9Cu-0.3Mg-1.2Li происходит в следующем виде: сварной шов ( $\alpha$  Al+  $\text{T}_1(\text{Al}_3\text{CuLi})$ ) ► закалка ( $\alpha$  Al+пересыщенный твердый раствор ► зоны Гинье-Престона ►  $\theta''(\text{Al}_2\text{Cu})$  ► искусственное старение ( $\alpha + \theta'(\text{Al}_2\text{Cu}) + \text{T}_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ ).

Проведены малоцикловые испытания лазерных сварных соединений до и после ТО для алюминиево-литиевых сплавов 1420 1441 и В-1461 на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.

Установлены зависимости приращения деформации при циклическом нагружении с амплитудами, превышающими предел упругости, от температуры. Для необработанных сварных соединений установлено, что при  $+85^{\circ}\text{C}$  повышается неоднородность приращения деформации, а его скорость увеличивается в 8 раз для сплава 1461, в 5 раз – для сплава 1420 и в 1,5 раза для сплава 1441. При температуре  $-60^{\circ}\text{C}$  у сплавов 1420 и 1461 появляются стадии упрочнения, в течение которых значение деформации при заданных граничных значениях напряжения уменьшается. При  $+20^{\circ}\text{C}$  происходит равномерное приращение деформации и увеличение амплитуды деформации при увеличении амплитуды напряжения. При  $+85^{\circ}\text{C}$ , амплитуда деформации не меняется с увеличением амплитуды напряжения, ее значение составляет 0,55-0,5 от амплитуды деформации при  $+20^{\circ}\text{C}$ .

На основе результатов исследований разработаны технологические приемы, позволяющие получать при лазерной сварке авиационных термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Mg-Cu, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li механические характеристики и структурно-фазовые составы сварных соединений, близкие к основному сплаву.

Полученные фундаментальные результаты работы актуальны в рамках государственной программы РФ «Развитие авиационной промышленности

создание высоко конкурентной авиационной промышленности и закрепление ее позиции на мировом рынке в качестве третьего производителя по объемам выпуска авиационной техники. Результаты работы, представленные на V Национальном Конкурсе Инновационных проектов Аэрокосмической отрасли 2020 получила первое место (см. приложение 1). Так же результаты исследований, представленные на конференции «Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники» под эгидой ВИАМа признали лучшим докладом (см. приложение 2).

Основным потребителем представленной технологии являются предприятия входящие в ПАО «Объединённая авиастроительная корпорация».



### Список используемой литературы.

1. **Katayama, S.** Handbook of Laser Welding Technologies / S. Katayama Handbook of Laser Welding Technologies. – Elsevier, 2013. – 632 с.
2. **Григорьянц А. Г.**, Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – Москва: Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.
3. **Dahotre, N.B.** Laser Welding / N.B. Dahotre // Mater. Manuf. Process. Taylor & Francis Group, – 1999. – Vol. 14, № 4. – P. 621–622.
4. **Katayama, S.** Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals / S. Katayama // Weld. Int. Taylor & Francis Group, – 2004. – Vol. 18, № 8. – P. 618–625.
5. **Hodgson, N.** Laser Resonators and Beam Propagation / H. Weber, N. Hodgson – New York, NY : Springer New York. 2005. – 796 с.
6. **Kannatey-Asibu, E.** Principles of Laser Materials Processing / E. Kannatey-Asibu, Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc. 2009. – 819 с.
7. **Райзер, Ю.П.** Физика газового разряда / Ю. П. Райзер ; – 3-е изд., перераб. и доп.. – Долгопрудный : Интеллект, 2009. – 734 с.
8. **Jiang, P.** Multi-physics multi-scale simulation of the solidification process in the molten pool during laser welding of aluminum alloys / S. Gao, S. Geng, C. Han et al.. // Int. J. Heat Mass Transf. Pergamon, – 2020. – Vol. 161. – P. 120316.
9. **Lankalapalli, K.N.** A model for estimating penetration depth of laser welding processes / J. F. Tu, M. Gartner. // J. Phys. D. Appl. Phys. IOP Publishing, – 1996. – Vol. 29, № 7. – P. 1831–1841.
10. **Kaplan, A.** A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile / A. Kaplan // J. Phys. D. Appl. Phys. IOP Publishing, – 1994. – Vol. 27, № 9. – P. 1805–1814.
11. **Bailey, N.S.** Comparative assessment of dendrite growth and microstructure predictions during laser welding of Al 6061 via 2D and 3D phase field models / K.-M. Hong, Y. C. Shin. // Comput. Mater. Sci. Elsevier, – 2020. – Vol. 172. – P.

- 109291.
12. **Lin, R.** Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys / H. Wang, F. Lu, J. Solomon et al. // *Int. J. Heat Mass Transf.* Pergamon, – 2017. – Vol. 108. – P. 244–256.
  13. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // *Авиационные материалы и технологии.* – 2015. № 1. – С. 3–33.
  14. **Kablov, E.N.** Development and Application Prospects of Aluminum–Lithium Alloys in Aircraft and Space Technology / E.N. Kablov, V. V. Antipov, J. S. Oglodkova, M. S. Oglodkov // *Metallurgist.* Springer Science and Business Media LLC, – 2021. – Vol. 65, № 1–2. – P. 72–81.
  15. **Фридляндер, И.Н.** Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды : К 100-летию со дня рождения / И.Н. Фридляндер, – Москва : Академический научно-издательский, производственно-полиграфический и книгораспространительский центр Российской академии наук "Издательство "Наука", 2013. – 291 с.
  16. **Rioja, R.J.** The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications / R.J. Rioja, J. Liu. // *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* – 2012. – Vol. 43, № 9. – P. 3325–3337.
  17. **Abd El-Aty, A.** Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review / Y. Xu, X. Guo, S.-H. Zhang et al. // *J. Adv. Res. Cairo University,* – 2018. – Vol. 10. – P. 49–67.
  18. **Dursun, T.** Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys / T. Dursun, C. Soutis. // *Mater. Des.* Elsevier Ltd, – 2014. – Vol. 56. – P. 862–871.
  19. **Dorin, T.** Aluminium Lithium Alloys / T. Dorin, A. Vahid, J. Lamb. // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* Elsevier, – 2018. – P. 387–438.
  20. **Хохлатова, Л.Б.** Алюминий-литиевые сплавы для самолетостроения /

- Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Оглодков М.С., Михайлов Е.Д // *Металлург*, – 2012, –№5, – С. 31–35.
21. **Starke, E.A.** Application of modern aluminum alloys to aircraft / E.A. Starke, J. T. Staley // *Prog. Aerosp. Sci.* Pergamon, – 1996. – Vol. 32, № 2–3. – P. 131–172.
  22. **Prasad, N.E.** Aluminum-lithium Alloys / N.E. Prasad, A. A. Gokhale, R. J. H. Wanhill. – Elsevier. 2014. – 596 с.
  23. **Wang, S.C.** Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys / S.C. Wang, M. J. Starink // *Int. Mater. Rev.* Taylor & Francis, – 2005. – Vol. 50, № 4. – P. 193–215.
  24. **Khokhlatova, L.B.** Change in phase composition in relation to aging regimes and alloy V-1461 semifinished product structure / N. I. Kolobnev, M. S. Oglodkov, E. A. Lukina et al. // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2012. – Vol. 54, № 5–6. – P. 285–289.
  25. **Lukina, E.A.** Regular features of formation of main hardening phases in alloys 1424 of the Al – Mg – Li – Zn system and V-1461 of the Al – Cu – Li – Zn – Mg system / A. A. Alekseev, L. B. Khokhlatova, M. S. Oglodkov // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2014. – Vol. 55, № 9–10. – P. 466–471.
  26. **Колачев Б.А.**, *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов* / Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. – Учебное пособие для ВУЗов. 2-е изд., испр. и доп. М., Metallurgiya, 1981 г., 416 с.
  27. **Boag, A.** How complex is the microstructure of AA2024-T3? / A. E. Hughes, N. C. Wilson, A. Torpy et al. // *Corros. Sci.* Pergamon, – 2009. – Vol. 51, № 8. – P. 1565–1568.
  28. **Buchheit, R.G.** Local Dissolution Phenomena Associated with S Phase (Al<sub>2</sub>CuMg) Particles in Aluminum Alloy 2024-T3 // *J. Electrochem. Soc.* The Electrochemical Society, – 1997. – Vol. 144, № 8. – P. 2621.
  29. **Wang, J.** Size-dependent role of S phase in pitting initiation of 2024Al alloy / B. Zhang, B. Wu, J. Wang, X. L. Ma // *Corros. Sci.* Elsevier Ltd, – 2016. – Vol. 105. – P. 183–189.
  30. **Hashimoto, T.** Investigation of dealloying of S phase (Al<sub>2</sub>CuMg) in AA 2024-T3

- aluminium alloy using high resolution 2D and 3D electron imaging / X. Zhang, X. Zhou, P. Skeldon et al. // Corros. Sci. Elsevier Ltd, – 2016. – Vol. 103. – P. 157–164.
31. **Parvizi, R.** Probing corrosion initiation at interfacial nanostructures of AA2024-T3 / A. E. Hughes, M. Y. Tan, R. K. W. Marceau et al. // Corros. Sci. Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 116. – P. 98–109.
32. **Feng, Z.Q.** Crystal substructures of the rotation-twinned T (Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>) phase in 2024 aluminum alloy / Y. Q. Yang, B. Huang, M. H. Li et al. // J. Alloys Compd. Elsevier, – 2014. – Vol. 583. – P. 445–451.
33. **Chen, Y.Q.** Twinning and orientation relationships of T-phase precipitates in an Al matrix / D. Q. Yi, Y. Jiang, B. Wang et al. // J. Mater. Sci. Springer, – 2013. – Vol. 48, № 8. – P. 3225–3231.
34. **Liang, M.** Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of naturally aged EN AW 2024 Al alloy sheet / L. Chen, G. Zhao, Y. Guo // J. Alloys Compd. Elsevier Ltd, – 2020. – Vol. 824. – P. 153943.
35. **Schneider, M.** Anodic oxide formation on AA2024: electrochemical and microstructure investigation / O. Yezerska, M. M. Lohrengel // Corros. Eng. Sci. Technol. Taylor & Francis, – 2008. – Vol. 43, № 4. – P. 304–312.
36. **Лукин, В. И.** Влияние термомеханической обработки сплава системы алюминий-магний-литий на его свариваемость / В. И. Лукин, М. Б. Бронфин, Е. Н. Иода [и др.] // Автоматическая сварка. – 1991. – № 10. – С. 46-49.
37. **Фридляндер, И. Н.** Развитие термически стабильного алюминиеволитиевого сплава 1424 для применения в сварном фюзеляже / И. Н. Фридляндер, Л. Б. Хохлатова, Н. И. Колобнев [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 1. – С. 3-7.
38. **Колобнев, Н. И.** Особенности формирования структуры в листах из сплава 1420 / Н. И. Колобнев, Л. Б. Хохлатова, Е. Ю. Семенова // Металловедение и технология легких сплавов : ВИС-1990. – Москва : Всероссийский институт легких сплавов, 1990. – С. 63-69.

39. **Лукин, В. И.** Исследование свариваемости сверхлегких Al-Mg-Li сплавов / В. И. Лукин, Б. Ф. Якушин, С. Ю. Настич // Сварочное производство. – 1996. – № 12. – С. 15-20.
40. **Gault, B.** Atom probe microscopy investigation of Mg site occupancy within  $\delta'$  precipitates in an Al-Mg-Li alloy / X. Y. Cui, M. P. Moody, F. De Geuser et al. // Scr. Mater. Pergamon, – 2012. – Vol. 66, № 11. – P. 903–906.
41. **Lukina, E.A.** Phase transformations in commercial alloys 1424, V-1469, and 1441 during long-term low-temperature exposures / A. A. Alekseev, V. V. Antipov, L. B. Khokhlatova et al. // Phys. Met. Metallogr. SP MAIK Nauka/Interperiodica, – 2011. – Vol. 112, № 3. – P. 237–244.
42. **Katsikis, S.** Microstructural stability during low temperature exposure of alloys within the Al-Li-Cu-Mg system / S. Katsikis, B. Noble, S. J. Harris // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier, – 2008. – Vol. 485, № 1–2. – P. 613–620.
43. **Betsofen, S.Y.** Al-Cu-Li and Al-Mg-Li alloys: Phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties (Review) / S.Y. Betsofen, V. V. Antipov, M. I. Knyazev // Russ. Metall. Pleiades Publishing, – 2016. – Vol. 2016, № 4. – P. 326–341.
44. **Deschamps, A.** Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al-Li-Mg alloy / C. Sigli, T. Mourey, F. de Geuser et al. // Acta Mater. Pergamon, – 2012. – Vol. 60, № 5. – P. 1917–1928.
45. **Neibecker, P.** L12 ordering and  $\delta'$  precipitation in Al-Cu-Li / M. Leitner, M. Kushaim, T. Boll et al. // Sci. Rep. Nature Publishing Group, – 2017. – Vol. 7, № 1. – P. 3254.
46. **Okuda, H.** Simultaneous SAS and 100 Experiments on Phase Decomposition and Reversion in Al-Li Binary Alloys / I. Tanaka, K. Osamura, M. Osawa et al. // J. Appl. Crystallogr. – 1997. – Vol. 30, № 5. – P. 586–591.
47. **Khachaturyan, A.G.** Theoretical investigation of the precipitation of  $\delta'$  in Al-Li / T. F. Lindsey, J. W. Morris // Metall. Trans. A. Springer-Verlag, – 1988. – Vol. 19, № 2. – P. 249–258.

48. **Hono, K.** Atom probe study of early stage phase decomposition in an Al-7.8 at.% Li alloy / S. S. Babu, K. Hiraga, R. Okano et al. // *Acta Metall. Mater.* – 1992. – Vol. 40, № 11. – P. 3027–3034.
49. **Park, J.** First Evidence for Mechanism of Inverse Ripening from In-situ TEM and Phase-Field Study of  $\delta'$  Precipitation in an Al-Li Alloy / R. D. Kamachali, S. D. Kim, S. H. Kim et al. // *Sci. Rep.* Nature Publishing Group, – 2019. – Vol. 9, № 1. – P. 1–11.
50. **Yoshimura, R.** Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys / T. J. Konno, E. Abe, K. Hiraga // *Acta Mater.* – 2003. – Vol. 51, № 10. – P. 2891–2903.
51. **Dorin, T.** Aluminium Lithium Alloys / T. Dorin, A. Vahid, J. Lamb // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* Elsevier, – 2018. – P. 387–438.
52. **Gault, B.** Atom probe tomography and transmission electron microscopy characterisation of precipitation in an Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy / F. de Geuser, L. Bourgeois, B. M. Gable et al. // *Ultramicroscopy.* North-Holland, – 2011. – Vol. 111, № 6. – P. 683–689.
53. **Duan, S.Y.** Interfacial structure evolution of the growing composite precipitates in Al-Cu-Li alloys / C. L. Wu, Z. Gao, L. M. Cha et al. // *Acta Mater.* Pergamon, – 2017. – Vol. 129. – P. 352–360.
54. **Decreus, B.** The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al–Cu–Li–x alloys / A. Deschamps, F. De Geuser, P. Donnadieu et al. // *Acta Mater.* Pergamon, – 2013. – Vol. 61, № 6. – P. 2207–2218.
55. **Duan, S.Y.** Interfacial structure evolution of the growing composite precipitates in Al-Cu-Li alloys / C. L. Wu, Z. Gao, L. M. Cha et al. // *Acta Mater.* Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 129. – P. 352–360.
56. **Noble, B.** Precipitation Characteristics of Aluminium-Lithium Alloys / G. E. Thompson // *Met. Sci. J.* – 1971. – Vol. 5, № 1. – P. 114–120.
57. **Williams, D.B.** Microanalysis of Al-Li alloys containing fine  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li) precipitates / J. W. Edington // *Philos. Mag.* – 1974. – Vol. 30, № 5. – P. 1147–

- 1153.
58. **Shaiu, B.J.** Decomposition and dissolution kinetics of  $\delta'$  precipitation in Al-Li binary alloys / H. T. Li, H. Y. Lee, H. Chen // *Metall. Trans. A*. Springer-Verlag, – 1990. – Vol. 21, № 4. – P. 1133–1141.
  59. **Baumann, S.F.** Effects of capillarity and coherency on  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li) precipitation in dilute Al-Li alloys at low undercoolings / D. B. Williams // *Acta Metall.* – 1985. – Vol. 33, № 6. – P. 1069–1078.
  60. **Cassada, W.A.** Heterogeneous nucleation and growth of  $\delta'$  in Al at.% Li / G. J. Shiflet, W. A. Jesser // *Acta Metall. Mater.* Pergamon, – 1992. – Vol. 40, № 9. – P. 2101–2111.
  61. **Wang, Z.M.**  $\delta'$  nucleation and growth on low-angle dislocation boundaries in Al-Li / G. J. Shiflet // *Phys. Status Solidi*. John Wiley & Sons, Ltd, – 1995. – Vol. 149, № 1. – P. 105–122.
  62. **Kashaev, N.** Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications / N. Kashaev, V. Ventzke, G. Çam // *J. Manuf. Process.* Elsevier, – 2018. – Vol. 36, № July. – P. 571–600.
  63. **Oladimeji, O.O.** Trend and innovations in laser beam welding of wrought aluminum alloys / O.O.Oladimeji, E. Taban // *Weld. World*. Springer Berlin Heidelberg, – 2016. – Vol. 60, № 3. – P. 415–457.
  64. **Ghaini, F.M.** The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy / M. Sheikhi, M. J. Torkamany, J. Sabbaghzadeh // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier, – 2009. – Vol. 519, № 1–2. – P. 167–171.
  65. **Ahn, J.** Determination of residual stresses in fibre laser welded AA2024-T3 T-joints by numerical simulation and neutron diffraction / E. He, L. Chen, T. Pirling et al. // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier Ltd, – 2018. – Vol. 712. – P. 685–703.
  66. **Ahn, J.** Effect of filler metal feed rate and composition on microstructure and mechanical properties of fibre laser welded AA 2024-T3 / L. Chen, E. He, C. M. Davies et al. // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 25. – P. 26–36.



67. **Ahn, J.** The effect of Ar and He shielding gas on fibre laser weld shape and microstructure in AA 2024-T3 / E. He, L. Chen, J. Dear et al. // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 29. – P. 62–73.
68. **Ahn, J.** FEM prediction of welding residual stresses in fibre laser-welded AA 2024-T3 and comparison with experimental measurement / E. He, L. Chen, R. C. Wimpory et al. // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Springer London, – 2018. – Vol. 95, № 9–12. – P. 4243–4263.
69. **Ahn, J.** Optimisation of process parameters and weld shape of high power Yb-fibre laser welded 2024-T3 aluminium alloy / L. Chen, E. He, J. P. Dear et al. // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd, – 2018. – Vol. 34. – P. 70–85.
70. **Alfiera, V.** Autogenous Laser Welding of AA 2024 Aluminium Alloy: Process Issues and Bead Features / V. Alfiera, F. Caiazzo, V. Sergi // *Procedia CIRP.* Elsevier B.V., – 2015. – Vol. 33. – P. 406–411.
71. **Caiazzo, F.** Butt autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy thin sheets with a Yb:YAG disk laser / V. Alfieri, F. Cardaropoli, V. Sergi // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Springer, – 2013. – Vol. 67, № 9–12. – P. 2157–2169.
72. **Wang, L.** Effects of welding parameters on microstructures and mechanical properties of disk laser beam welded 2A14-T6 aluminum alloy joint / Y. Wei, W. Zhao, X. Zhan et al. // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd, – 2018. – Vol. 31. – P. 240–246.
73. **Oliveira, P.I.** Effect of laser beam welding parameters on morphology and strength of dissimilar AA2024/AA7075 T-joints / J. M. Costa, A. Loureiro // *J. Manuf. Process.* Elsevier, – 2018. – Vol. 35, № May. – P. 149–160.
74. **Enz, J.** Single-sided laser beam welding of a dissimilar AA2024–AA7050 T-joint / V. Khomenko, S. Riekehr, V. Ventzke et al. // *Mater. Des.* Elsevier Ltd, – 2015. – Vol. 76. – P. 110–116.
75. **Janasekaran, S.** Autogenous double-sided T-joint welding on aluminum alloys using low power fiber laser / M. F. Jamaludin, M. R. Muhamad, F. Yusof et al. // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Springer London, – 2017. – Vol. 90, № 9–12. – P.

- 3497–3505.
76. **Freeman, R.** New welding techniques for aerospace engineering / R.Freeman // *Welding and Joining of Aerospace Materials*. Elsevier, – 2012. – P. 3–24.
  77. **Sih, G.C.** Failure initiation in unnotched specimens subjected to monotonic and cyclic loading / C. K. Chao // *Theor. Appl. Fract. Mech.* Elsevier, – 1984. – Vol. 2, № 1. – P. 67–73.
  78. **Alexopoulos, N.D.** Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile and work hardening behavior of Al-Cu-Mg (2024) alloy / N.D. Alexopoulos, Z. Velonaki, C. I. Stergiou, S. K. Kourkoulis // *Mater. Sci. Eng. A*. Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 700. – P. 457–467.
  79. **Xiao, R.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys / R.Xiao, X. Zhang // *J. Manuf. Process.* The Society of Manufacturing Engineers, – 2014. – Vol. 16, № 2. – P. 166–175.
  80. **Шиганов, И.Н.** Лазерная сварка алюминиевых сплавов авиационного назначения / И.Н. Шиганов, С.В. Шахов, А.А. Холопов // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. 2012. № 5. С. 34.
  81. **Хохлатова, Л.Б.** Структура и свойства сварных соединений листов из сплавов 1424 и В-1461, изготовленных лазерной сваркой / Л.Б. Хохлатова, В.В.Блинков, Д.И. Кондратюк и др. // *Авиационные материалы и технологии*. – 2015. № 4. – С. 9–13.
  82. **Cui, L.** Effect of Nd:YAG laser welding on microstructure and hardness of an Al-Li based alloy / X. Li, D. He, L. Chen et al. // *Mater. Charact.* – 2012. – Vol. 71. – P. 95–102.
  83. **Cui, L.** EBSD Investigation of the Microtexture of Weld Metal and Base Metal in Laser Welded Al-Li Alloys / Z. Peng, X. Yuan, D. He et al. // *Materials (Basel)*. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, – 2018. – Vol. 11, № 12. – P. 2357.
  84. **Shi, Y.** Effect of laser beam welding on tear toughness of a 1420 aluminum alloy

- thin sheet / F. Zhong, X. Li, S. Gong et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – Vol. 465, № 1–2. – P. 153–159.
85. **Yan, J.** Microstructure and mechanical properties of laser-MIG hybrid welding of 1420 Al-Li alloy / M. Gao, G. Li, C. Zhang et al. // Int. J. Adv. Manuf. Technol. Springer-Verlag, – 2013. – Vol. 66, № 9–12. – P. 1467–1473.
86. **Sidhar, H.** Friction stir welding of Al-Mg-Li 1424 alloy / N. Y. Martinez, R. S. Mishra, J. Silvanus // Mater. Des. Elsevier B.V., – 2016. – Vol. 106. – P. 146–152.
87. **Lukin, V.I.** Peculiarities of high-strength aluminum-lithium alloys laser weldin / E. N. Ioda, M. D. Panteleev, A. A. Skupov // Proc. VIAM. FSUE All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, – 2016. № 10. – P. 7–7.
88. **Ning, J.** Comparison of the microstructure and mechanical performance of 2A97 Al-Li alloy joints between autogenous and non-autogenous laser welding / L. jie Zhang, Q. lin Bai, X. qing Yin et al. // Mater. Des. Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 120. – P. 144–156.
89. **Fu, B.** Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser / G. Qin, X. Meng, Y. Ji et al. // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier, – 2014. – Vol. 617, № 1. – P. 1–11.
90. **Zhang, X.** Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al-Li alloy 2060 with Al-Mg filler wire / W. Yang, R. Xiao // Mater. Des. Elsevier Ltd, – 2015. – Vol. 88. – P. 446–450.
91. **Zhang, X.** Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al-Li alloy / T. Huang, W. Yang, R. Xiao et al. // J. Mater. Process. Technol. Elsevier B.V., – 2016. – Vol. 237. – P. 301–308.
92. **Liu, F.** Corrosion Resistance of 2060 Aluminum–Lithium Alloy LBW Welds Filled with Al-5.6Cu Wire / X. Wang, B. Zhou, C. Huang et al. // Materials (Basel). – 2018. – Vol. 11, № 10. – P. 1988.
93. **Zhang, X.** Laser welding introduced segregation and its influence on the corrosion behaviour of Al-Cu-Li alloy / B. Liu, X. Zhou, J. Wang et al. // Corros. Sci. Elsevier,

- 2018. – Vol. 135, № February. – P. 177–191.
94. **Han, B.** Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum-lithium alloy aircraft fuselage panels: Effects of filler elements on microstructure and mechanical properties / W. Tao, Y. Chen, H. Li // *Opt. Laser Technol.* Elsevier Ltd, – 2017. – Vol. 93. – P. 99–108.
95. **Wang, S.** Influence of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser beam welded 2195 Al–Li alloy / L. Zhao, Y. Jin // *Mater. Res. Express.* IOP Publishing, – 2019. – Vol. 6, № 7. – P. 076567.
96. **Faraji, A.H.** An investigation on capability of hybrid Nd:YAG laser-TIG welding technology for AA2198 Al-Li alloy / M. Moradi, M. Goodarzi, P. Colucci et al. // *Opt. Lasers Eng.* Elsevier, – 2017. – Vol. 96. – P. 1–6.
97. **Annin, B.D.** Investigation of the technology of laser welding of aluminum alloy 1424 / V. M. Fomin, V. V. Antipov, E. N. Ioda et al. // *Dokl. Phys.* – 2015. – Vol. 60, № 12.
98. **Annin, B.D.** Development of a technology for laser welding of the 1424 aluminum alloy with a high strength of the welded joint / V. M. Fomin, E. V. Karpov, A. G. Malikov et al. // *J. Appl. Mech. Tech. Phys.* – 2015. – Vol. 56, № 6. – P. 945–950.
99. **Аннин, Б.Д.** Разработка технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 с высокой прочностью соединения / Б.Д. Аннин, В.М. Фомин, Е.В. Карпов, А.Г. Маликов, и др. // *Прикладная механика и техническая физика.* 2015. Т. 56. № 6 (334). С. 14-21.
100. **Аннин, Б.Д.** Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 / / Б.Д. Аннин, В.М. Фомин, А.Г. Маликов, и др. // Доклады Академии наук. – 2015. – Т. 465, № 4. – С. 419–424.
101. **Shiganov, I.N.** Laser welding of high-strength aluminium–lithium alloys with a filler wire / A. A. Kholopov, A. V. Trushnikov, E. N. Ioda et al. // *Weld. Int.* Taylor & Francis, – 2017. – Vol. 31, № 6. – P. 481–486.
102. **Kashaev, N.** Fracture mechanical behaviour of laser beam-welded AA2198 butt

- joints and integral structures / S. Riekehr, K. Erdmann, A. A. Carvalho et al. // *Int. J. Struct. Integr* / ed. P.M.G. Moreira and Dr Paulo J. Tavares D. Emerald Group Publishing Ltd., – 2015. – Vol. 6, № 6. – P. 787–798.
103. **Malikov, A.G.** Complex research of laser welding of high-strength alloy V-1469 / A. M. Orishich, E. V. Karpov, B. D. Annin et al. // «Aviation Mater. Technol. FSUE All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, – 2016. № 3. – P. 9–16.
104. **Fridlyander, I.N.** High-strength structural silver-alloyed underdensity Al – Cu – Li – Mg alloy / O. E. Grushko, V. F. Shamrai, G. G. Klochkov et al. // *Metal Science and Heat Treatment* – 2007. – Vol. 49. – P. 279–283.
105. **Khokhlatova, L.B.** Aluminum-lithium alloys for aircraft building / N. I. Kolobnev, M. S. Oglodkov, et al. // *Metallurgist*. – 2012. – Vol. 56, № 5–6. – P. 336–341.
106. **Антипов, В.В.** Технологичный алюминийлитиевый сплав 1441 и слоистые гибридные композиты на его основе / В. В. Антипов // *Металлург*. – 2012. – № 5. – С. 36-39.
107. **Колобнев, Н. И.** Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки / Н. И. Колобнев, Л. Б. Хохлатова, Е. А. Лукина // – Москва : Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2019. – 367 с.
108. **Серебренникова, Н.Ю.** Гибридные слоистые материалы на базе алюминий-литиевых сплавов применительно к панелям крыла самолета / Н. Ю. Серебренникова, В. В. Антипов, О. Г. Сенаторова [и др.] // *Авиационные материалы и технологии*. – 2016. – № 3(42). – С. 3-8.
109. **Antipov, V. V.** Effect of the Time–Temperature Parameters of Step Aging on the Structure, Phase Composition, and Mechanical and Corrosion Properties of Grade 1441 Alloy Sheets / Y. S. Oglodkova, A. A. Selivanov, E. A. Lukina et al. // *Russ. Metall. Pleiades journals*, – 2020. – Vol. 2020, № 11. – P. 1251–1259.
110. **Клочкова, Ю. Ю.** Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава в-1469 / Ю. Ю. Клочкова, О.

- Е. Грушко, Л. П. Ланцова [и др.] // *Авиационные материалы и технологии*. – 2011. – № 1(18). – С. 8-12.
111. **Klochkova, Y.Y.** Structure and properties of sheets from high-strength aluminum-lithium alloy V-1469 / G. G. Klochkov, V. A. Romanenko, V. I. Popov // «Aviation Mater. Technol. FSUE All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, – 2015. – Vol. 0, № 4. – P. 3–8.
112. **Shamrai, V.F.** Structural states of aluminum-lithium alloy 1469 sheets / Y. Y. Klochkova, E. M. Lazarev, et al. // *Russ. Metall. Springer US*, – 2013. – Vol. 2013, № 9. – P. 699–705.
113. **Fridlyander, I.N.** High-strength structural silver-alloyed underdensity Al-Cu-Li-Mg alloy / I.N. Fridlyander, O. E. Grushko, V. F. Shamrai, G. G. Klochkov // *Met. Sci. Heat Treat. Springer US*, – 2007. – Vol. 49, № 5–6. – P. 279–283.
114. **Фридляндер И. Н.**, Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев. – Киев : Наукова думка, 1992. – 192 с.
115. **Cheng, S.** Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation. / Y. H. Zhao, Y. T. Zhu, E. Ma. — // *Acta Mater. Pergamon*, — 2007. — Vol. 55, № 17. — P. 5822–5832.
116. **Kolobnev, N.I.** Aluminum-lithium alloys with scandium // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2002. – Vol. 44, № 7–8. – P. 297–299.
117. **Лукина, Е. А.** Фазовые превращения в процессе длительных низкотемпературных нагревов для промышленных сплавов 1424, в-1469 и 1441 / Е. А. Лукина, А. А. Алексеев, В. В. Антипов [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 2011. – Т. 112. – № 3. – С. 253-261.
118. **Лукина, Е. А.** Применение диаграмм фазовых превращений при старении для оптимизации режимов старения в Al-Li-сплавах В1469, 1441 / Е. А. Лукина, А. А. Алексеев, В. В. Антипов [и др.] // *Металлы*. – 2009. – № 6. – С. 60-68.
119. **Afonin, Y. V** High-quality beam generation in a 8-kW cw CO<sub>2</sub> laser / A. P. Golshev, A. I. Ivanchenko, A. N. Malov et al. // *Quantum Electron. IOP*

- Publishing, – 2004. – Vol. 34, № 4. – P. 307–309.
120. **Иванченко А. И.**, Самофильтрующий резонатор в СО<sub>2</sub>-лазере непрерывного действия / А. И. Иванченко, В. В. Крашенинников, А. Г. Пономаренко, В. Б. Шулятьев // Квантовая электроника. – 1989. – Т. 16. – № 2. – С. 305-307.
  121. **Ancharov, A.I.** New station at the 4th beamline of the VEPP-3 storage ring / A. Y. Manakov, N. A. Mezentsev, B. P. Tolochko et al. // Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. A Accel. Spectrometers, Detect. Assoc. Equip. North-Holland, – 2001. – Vol. 470, № 1–2. – P. 80–83.
  122. **Malikov, A.** Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al–Mg–Li alloy / A. Orishich, N. Bulina, E. Karpov et al. // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier, – 2019. – Vol. 765. – P. 138302.
  123. **Malikov, A.** Study of the structure and phase composition of laser welded joints of Al-Cu-Li alloy under different heat treatment conditions / N. Bulina, M. Sharafutdinov, A. Orishich // Int. J. Adv. Manuf. Technol. Springer London, – 2019. – Vol. 104, № 9–12. – P. 4313–4324.
  124. **Katayama, S.** Defect formation mechanisms and preventive procedures in laser welding / // Handbook of Laser Welding Technologies. Elsevier, – 2013. – P. 332–373.
  125. **Fotovvati, B.** A Review on Melt-Pool Characteristics in Laser Welding of Metals / S. F. Wayne, G. Lewis, E. Asadi // Adv. Mater. Sci. Eng. Hindawi Limited, – 2018. – Vol. 2018. – P. 1–18.
  126. **Zhao, H.** Macroporosity free aluminum alloy weldments through numerical simulation of keyhole mode laser welding / T. DebRoy // J. Appl. Phys. American Institute of Physics AIP, – 2003. – Vol. 93, № 12. – P. 10089–10096.
  127. **Hu, Y.N.** Review on failure behaviors of fusion welded high-strength Al alloys due to fine equiaxed zone / S. C. Wu, L. Chen // Eng. Fract. Mech. Pergamon, – 2019. – Vol. 208. – P. 45–71.
  128. **Hagenlocher, C.** Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys / F.



- Fetzer, D. Weller, R. Weber et al. // Mater. Des. Elsevier Ltd, – 2019. – Vol. 174. – P. 107791.
129. **Yuan, T.** Simultaneously improving the strength and ductility of an Al-5.5Mg-1.6Li-0.1Zr alloy via warm multi-pass ECAP / J. Jiang, A. Ma, Y. Wu et al. // Mater. Charact. Elsevier, – 2019. – Vol. 151. – P. 530–541.
130. **Zambo, S.J.** Effects of Li concentration and a Mg addition on serrated flow in Al-Li alloys / J. A. Wert // Scr. Metall. Mater. Pergamon, – 1993. – Vol. 29, № 12. – P. 1523–1528.
131. **Kumar, S.** Mechanism of serrated flow in binary Al-Li alloys / J. Król, E. Pink // Scr. Mater. Pergamon, – 1996. – Vol. 35, № 6. – P. 775–780.
132. **Zuev, L.B.** Chernov–Luders and Portevin–Le Chatelier deformations in active deformable media of different nature / // J. Appl. Mech. Tech. Phys. Pleiades Publishing, – 2017. – Vol. 58, № 2. – P. 328–334.
133. **Zuev, L.B.** The Features of Localized Plasticity Autowaves in Solids / S. A. Barannikova, O. A. Maslova // Mater. Res. Universidade Federal de Sao Carlos, – 2019. – Vol. 22, № 4. – P. 20180694.
134. **Оришич, А.М.** Оптимизация процессов лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов / А.М. Оришич, А.Г. Маликов, В.Д. Шелягин и др. // Сварочное производство. 2015. № 12. С. 26-31.
135. **Карпов, Е.В.** Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения / Е.В. Карпов, А.М. Оришич, А.Г. Маликов и др. // Прикладная механика и техническая физика. – 2018. № 5. – С. 191–199.
136. **Карпов, Е.В.** Влияние предварительной пластической деформации на прочность лазерного сварного соединения алюминий-литиевого сплава 1420 / Е.В. Карпов, А.Г. Маликов, А.М. Оришич // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 5. С. 19-24.
137. **Гольшев, А.А.** Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных

- сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения / А.А. Гольшев, А.Г. Маликов, А.М. Оришич // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 2. С. 50-62.
138. **Ber, L.** Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminum alloys. I. Al–Cu–Mg alloys / L. Ber // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier Sequoia SA, – 2000. – Vol. 280, № 1. – P. 83–90.
139. **Kumar, K.S.** Microstructural evolution during aging of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloy / K.S. Kumar, S. A. Brown, J. R. Pickens // Acta Mater. – 1996. – Vol. 44, № 5. – P. 1899–1915.
140. **Zambo, S.J.** Effects of Li concentration and a Mg addition on serrated flow in Al–Li alloys / J. A. Wert // Scr. Metall. Mater. Pergamon, – 1993. – Vol. 29, № 12. – P. 1523–1528.
141. **Grushko, O.** Crack Susceptibility and Peculiarities of Casting Aluminum–Lithium Alloy Billets / O. Grushko, B. Ovsyannikov, V. Ovchinnokov // Aluminum-Lithium Alloys. Boca Raton : Taylor & Francis, CRC Press, 2017. | Series: CRC Press, – 2016. – P. 75–100.
142. **Alekseev, A.A.** Mechanism of  $\delta'$ -Phase Formation in Al-Li and Al-Li-Mg Systems Alloys / E. A. Lukina, M. I. Ermolova, L. B. Khokhlatova // Mater. Sci. Forum. Trans Tech Publications, – 2002. – Vol. 396–402. – P. 989–994.
143. **Mogucheva, A.** Microstructure and Mechanical Properties of an Al-Li-Mg-Sc-Zr Alloy Subjected to ECAP / A. Mogucheva, R. Kaibyshev // Metals (Basel). – 2016. – Vol. 6, № 11. – P. 254.
144. **Alekseev, A.A.** Crystal Analysis of Nonequilibrium  $\delta_{\text{non}}$ -Phase in Al-Li-Mg Alloys / A.A. Alekseev, E. A. Lukina, D. V. Zaytsev, I. N. Fridlyander // Mater. Sci. Forum. Trans Tech Publications Ltd, – 2006. – Vol. 519–521. – P. 259–264.
145. **Lukina, E.A.** Phase transformations in commercial alloys 1424, V-1469, and 1441 during long-term low-temperature exposures. / A. A. Alekseev, V. V. Antipov, L. B. Khokhlatova et al. — // Phys. Met. Metallogr. SP MAIK Nauka/Interperiodica,

- 2011. — Vol. 112, № 3. — P. 237–244.
146. **Kaigorodova, L.I.** Influence of Severe Plastic Deformation on the Structure and Properties of Al–Li–Cu–Mg–Zr–Sc–Zn Alloy / D. Y. Rasposienko, V. G. Pushin, V. P. Pilyugin et al. // *Phys. Met. Metallogr.* – 2018. – Vol. 119, № 2. – P. 161–168.
147. **Hýtch, M.J.** Quantitative criteria for the detection and characterization of nanocrystals from high-resolution electron microscopy images / M.J. Hýtch, M. Gandais // *Philos. Mag. A*. Taylor & Francis Group, – 1995. – Vol. 72, № 3. – P. 619–634.
148. **Gutakovskii, A.K.** Application of high-resolution electron microscopy for visualization and quantitative analysis of strain fields in heterostructures / A.K. Gutakovskii, A. L. Chuvilin, S. A. Song // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. Springer, – 2007. – Vol. 71, № 10. – P. 1426–1432.
149. **Van Smaalen, S.** Refinement of the crystal structure of hexagonal Al<sub>2</sub>CuLi / A. Meetsma, J. L. De Boer, P. M. Bronsveld // *J. Solid State Chem.* Academic Press, – 1990. – Vol. 85, № 2. – P. 293–298.
150. **Sasisekharan, V.** X-ray diffraction from single Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub> grains showing five-fold symmetry / S. Baranidharan, E. S. R. Gopal, M. Sundaramoorthy et al. // *Pramana*. Springer India, – 1988. – Vol. 30, № 4. – P. L347–L353.
151. **Guyot, P.** Quasicrystals and atomic clusters / P. Guyot, M. Audier // *Comptes Rendus Phys.* No longer published by Elsevier, – 2014. – Vol. 15, № 1. – P. 12–17.
152. **Goldman, A.I.** Quasicrystals and crystalline approximants / A.I. Goldman, R. F. Kelton // *Rev. Mod. Phys.* American Physical Society, – 1993. – Vol. 65, № 1. – P. 213–230.
153. **Bartges, C.** A combined single crystal X-ray diffraction and electron diffraction study of the T<sub>2</sub> phase in Al–Li–Cu alloys / M. H. Tosten, P. R. Howell, E. R. Ryba // *J. Mater. Sci.* Kluwer Academic Publishers, – 1987. – Vol. 22, № 5. – P. 1663–1669.

154. **Dubost, B.** Large AlCuLi single quasicrystals with triacontahedral solidification morphology / J.-M. Lang, M. Tanaka, P. Sainfort et al. // Nature. Nature Publishing Group, – 1986. – Vol. 324, № 6092. – P. 48–50.
155. **Аннин, Б.Д.** Влияние Mg и Cu на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов / В.М. Фомин, Е.В. Карпов, Маликов А.Г. и др. // Прикладная механика и техническая физика. – 2017. – Т. 58. № 5 (345). – С. 208-217.
156. **Оришич, А.М.** Влияние термической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминиевого сплава системы Al-Mg-Li / А.М. Оришич, А.Г. Маликов, Е.В. Карпов и др. // Прикладная механика и техническая физика. – 2018. – Т. 59. № 3 (349). – С. 203–212.
157. **Фомин, В.М.** Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al-Cu-Li, полученных лазерной сваркой / В.М. Фомин, А.Г. Маликов, А.М. Оришич и др. // Авиационные материалы и технологии –2018. – № 1 (50). – С. 9-18.
158. **Malikov, A.G.** Laser welding of the high-strength Al–Cu–Li alloy / A.G.Malikov, A. M. Orishich // Int. J. Adv. Manuf. Technol. Springer London, – 2018. – Vol. 94, № 5–8. – P. 2217–2227.
159. **Оришич, А.М.** Получение высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения / А.М. Оришич, А.Г. Маликов // Фотоника – 2019. – Т. 13. № 4. – С. 356-367.
160. **Orishich, A.** Analysis of the effect of the thermomechanical processing on the laser weld joint of aluminum alloys of Al-Mg-Li and Al-Cu-Li / A. A. Orishich, Malikov, E. Karpov // Procedia CIRP. Elsevier, – 2018. – Vol. 74. – P. 442–445.
161. **Malikov, A.** Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al-Cu-Li by means of post heat treatment / A. Malikov, A. Orishich, A. Golyshev, E. Karpov // J. Manuf. Process. – 2019. – Vol. 41.

162. Булина, Н.В. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки / Н.В. Булина, А.Г. Маликов, А.М. Оришич и др. // Авиационные материалы и технологии –209. – № 2 (55). – С. 31-39.
163. Bär, J. Fatigue Behavior of AA2198 in Liquid Hydrogen / A. Metzger, N. Pouvesle, B. Strauß et al. // Procedia Struct. Integr. Elsevier B.V., – 2019. – Vol. 17. – P. 300–307.
164. Карпов, Е.В. Влияние термомеханической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминийлитиевых сплавов, содержащих Mg и Cu / Е.В. Карпов, А. Г. Маликов, А. М. Оришич // Механика композиционных материалов и конструкций – 2019. – Т. 25, № 3. – С. 394–400.
165. Карпов, Е.В. Влияние термообработки на разрушение сварного соединения авиационного сплава системы Al-Cu-Li при различных температурах / Е.В. Карпов, А. Г. Маликов, А. М. Оришич и др. // Прикладная механика и техническая физика. 2020. Т. 61. № 1 (359). С. 91-101.
166. Malikov, A.G. Effect of temperature on the fracture behaviour of heat-treated Al–Cu–Li alloy laser welds under low-cycle fatigue loading / A.G. Malikov, E. V. Karpov, A. M. Orishich // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. Blackwell Publishing Ltd, – 2020. – Vol. 43, № 6. – P. 1250–1261.
167. Malikov, A.G. Control of the mechanical properties and microstructure of laser welded joints of the aluminum alloy V-1461 after heat treatment / A.G. Malikov, A. M. Orishich, E. V. Karpov, I. E. Vitoshkin // Mater. Phys. Mech. Institute of Problems of Mechanical Engineering, – 2020. – Vol. 43, № 1. – P. 1–10.
168. Shi, C. Al–5.5Mg–1.5Li–0.5Zn–0.07Sc–0.07Zr alloy produced by gravity casting and heat treatment processing / C. Shi, G. Wu, L. Zhang, X. Zhang // Mater. Manuf. Process. Taylor & Francis, – 2018. – Vol. 33, № 8. – P. 891–897.
169. Ye, L.Y. Effect of two-step aging on recrystallised grain size of Al–Mg–Li alloy /

- X. M. Zhang, Y. W. Liu, J. G. Tang et al. // *Mater. Sci. Technol.* Taylor & Francis, – 2011. – Vol. 27, № 1. – P. 125–131.
170. **Belov, N.A.** Alloys with Lithium / D. G. Eskin, A. A. Aksenov, N. A. Belov et al. // *Multicomponent Phase Diagrams.* Elsevier, – 2005. – P. 257–286.
171. **Wang, Y.** Effects of Sc and Zr on microstructure and properties of 1420 aluminum alloy. / H. Liu, X. Ma, R. Wu et al. — // *Mater. Charact.* Elsevier, — 2019. — Vol. 154. — P. 241–247.
172. **Buchheit, T.E.** Microstructure-property relationships in low-density Al-Li-Mg alloys / J. A. Wert // *Metall. Trans. A.* Springer-Verlag, – 1993. – Vol. 24, № 4. – P. 853–863.
173. **Peng, Z.** Structures and tensile properties of Sc-containing 1445 Al-Li alloy sheet / J. Li, F. Sang, Y. Chen et al. // *J. Alloys Compd.* Elsevier Ltd, – 2018. – Vol. 747. – P. 471–483.
174. **Lukina, E.A.** Application of the diagrams of phase transformations during aging for optimizing the aging conditions for V1469 and 1441 Al-Li alloys / A. A. Alekseev, V. V. Antipov, D. V. Zaitsev et al. // *Russ. Metall.* Springer, – 2009. – Vol. 2009, № 6. – P. 505–511.
175. **Deschamps, A.** Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al–Li–Mg alloy / C. Sigli, T. Mourey, F. de Geuser et al. // *Acta Mater.* Pergamon, – 2012. – Vol. 60, № 5. – P. 1917–1928.
176. **Orishich, A.M.** Effect of Heat Treatment on Mechanical and Microstructural Properties of the Welded Joint of the Al–Mg–Li Alloy Obtained by Laser Welding / A. G. Malikov, E. V. Karpov, N. A. Pavlov et al. // *J. Appl. Mech. Tech. Phys.* – 2018. – Vol. 59, № 3. – P. 561–568.
177. **Prasad, N.E.** Phase Diagrams and Phase Reactions in Al–Li Alloys / N.E.Prasad, T. R. Ramachandran // *Aluminum-lithium Alloys.* Elsevier, – 2014. – P. 61–97.
178. **Miao, J.** Microstructure and hot deformation behavior of a new aluminum–lithium–copper based AA2070 alloy / S. Sutton, A. A. Luo // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier, – 2020. – Vol. 777. – P. 139048.

179. **Cassada, W.A.** The effect of plastic deformation on Al<sub>2</sub>CuLi (T 1) precipitation / G. J. Shiflet, E. A. Starke // Metall. Trans. A. Springer-Verlag, – 1991. – Vol. 22, № 2. – P. 299–306.
180. **De Geuser, F.** A new method for evaluating the size of plate-like precipitates by small-angle scattering / F. Bley, A. Deschamps // J. Appl. Crystallogr. International Union of Crystallography, – 2012. – Vol. 45, № 6. – P. 1208–1218.
181. **Zhang, X.** Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al-Li alloy / T. Huang, W. Yang, R. Xiao et al. // J. Mater. Process. Technol. Elsevier B.V., – 2016. – Vol. 237. – P. 301–308.
182. **Liu, Y.** Defective GP-zones and their evolution in an Al-Cu-Mg alloy during high-temperature aging / F. Teng, F. H. Cao, Z. X. Yin et al. // J. Alloys Compd. Elsevier Ltd, – 2019. – Vol. 774. – P. 988–996.
183. **Martin, J.** The microstructure of precipitation-hardened alloys / // Precipitation Hardening. Elsevier, – 1998. – P. 1–78.
184. **Milkereit, B.** Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation / M. J. Starink, P. A. Rometsch, C. Schick et al. // Materials (Basel). MDPI AG, – 2019. – Vol. 12, № 24. – P. 4083.
185. **Malikov, A.** Study of the structure and phase composition of laser welded joints of Al-Cu-Li alloy under different heat treatment conditions / A. Malikov, N. Bulina, M. Sharafutdinov, A. Orishich // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2019. – Vol. 104, № 9–12.
186. **Malikov, A.** Effect of the structure and the phase composition on the mechanical properties of Al–Cu–Li alloy laser welds / A. Malikov, A. Orishich, I. Vitoshkin, N. Bulina et al. // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier Ltd, – 2021. – Vol. 809. – P. 140947.
187. **Malikov, A.** Effect of post-heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Cu-Mg alloy / A. Malikov, A. Orishich, I. Vitoshkin, E. Karpov et al. // J. Manuf. Process. Elsevier Ltd, – 2021. – Vol. 64. – P. 620–



632.

188. **Biswas, A.** Precipitates in Al–Cu alloys revisited: Atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation / D. J. Siegel, C. Wolverton, D. N. Seidman // *Acta Mater. Pergamon*, – 2011. – Vol. 59, № 15. – P. 6187–6204.
189. **Tsao, C.-S.** Phase transformation and precipitation of an Al–Cu alloy during non-isothermal heating studied by in situ small-angle and wide-angle scattering / E.-W. Huang, M.-H. Wen, T.-Y. Kuo et al. // *J. Alloys Compd. Elsevier Ltd*, – 2013. – Vol. 579. – P. 138–146.
190. **Shen, Z.** The structure determination of Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> by near atomic resolution chemical mapping / C. Liu, Q. Ding, S. Wang et al. // *J. Alloys Compd. Elsevier BV*, – 2014. – Vol. 601. – P. 25–30.

# ДИПЛОМ



## 1-е МЕСТО В КОНКУРСЕ ИННОВАЦИОННЫХ ПРОЕКТОВ

### НАГРАЖДАЕТСЯ ПРОЕКТ

Высокопрочная лазерная сварка авиационных сплавов аэрокосмического назначения. [343]

#### БАЗОВАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения  
Российской академии наук.

#### АВТОРСКИЙ КОЛЛЕКТИВ

**Фомин Василий Михайлович,  
Оришич Анатолий Митрофанович, Маликов Александр Геннадьевич**

Председатель организационного комитета,  
Председатель Наблюдательного совета  
ФГБУ «Национального исследовательского центра  
«Институт имени Н.Е. Жуковского»

Б.С. АЛЕШИН

Секретарь организационного комитета,  
Начальник комплекса перспективного развития  
ФГУП «ЦАГИ»

Е.И. ПУДАЛОВА



## Приложение 2

  
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ  
ПРЕДПРИЯТИЕ  
«ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-  
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
105005, г. Москва, ул. Радио, 17  
Тел. (499) 261-86-77, факс (499) 267-86-09  
E-mail: admin@viam.ru

№ 26-04-2281 № 11-21-8046  
на № \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

Директору  
ФГБУН «Институт  
Теоретической и Прикладной  
Механики им. С.А.  
Христиановича» СО РАН  
члену-корреспонденту РАН

А.Н. Шиплюку

Факс: +7 (383) 330-72-68

Уважаемый Александр Николаевич!

От имени коллектива Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов благодарим Вас за участие специалистов ФГБУН «Институт Теоретической и Прикладной Механики им. С.А. Христиановича» СО РАН в работе Всероссийской научно-технической конференции «Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники», посвященной Дню космонавтики, которая состоялась во ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ 16 апреля 2021 года.

Особо хотелось бы отметить выступление А.Г. Маликова на тему «Управление структурно-фазовым составом для получения высокопрочных лазерных сварных соединений материалов авиакосмического назначения».

Выражаем надежду на продолжение успешного и долгосрочного сотрудничества между нашими организациями.



Заместитель генерального

директора по науке

  
В.В. Антипов

Исп.: Войтенко Н.В.  
Тел.: +7 (499) 263-87-65  
E-mail: splav@viam.ru

