

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

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

**Новосибирск – 2021**

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук (Новосибирск)

Научный консультант: Оришич Анатолий Митрофанович  
доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник  
ИТПМ СО РАН, Новосибирск

Официальные оппоненты: Туричин Глеб Андреевич  
доктор технических наук, профессор, ректор  
СПбГМУ, Санкт-Петербург

Сараев Юрий Николаевич  
доктор технических наук, главный научный сотрудник  
ИФПМ СО РАН, Томск

Толочко Борис Петрович  
доктор химических наук, заведующий лабораторией  
ИХТТМ СО РАН, Новосибирск

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук, Москва

Защита состоится 24 декабря 2021 г. в “ \_\_\_\_\_ ” часов на заседании диссертационного совета Д 003.035.02 в ФГБУН Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН по адресу: ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, 630090.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБУН Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН по адресу: ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, 630090 и на сайте [http://www.itam.nsc.ru/education/dissertation\\_board.html](http://www.itam.nsc.ru/education/dissertation_board.html)

Отзывы на автореферат, заверенные гербовой печатью организации, просьба направлять на имя ученого секретаря совета по указанному адресу в двух экземплярах не позднее чем за две недели до защиты.

Автореферат разослан « \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2021 г.

Ученый секретарь диссертационного совета  
доктор физико-математических наук



С.А. Гапонов

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы исследования

Постоянное развитие аэрокосмической промышленности направлено на совершенствование 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 использование металлических сплавов сталкивается с жесткой конкуренцией со стороны композитных (углеродно-волоконистых, 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 алюминиевых сплавов при создании сложных деталей, обладающих уникальными эксплуатационными характеристиками, работающих в условиях высоких термических и механических нагрузок, на новые высокопроизводительные, материалосберегающие технологии, обеспечивающие 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 конструктивных изделий с помощью клепки является значительным элементом затрат, рентабельные методы соединения с высокой степенью автоматизации представляют большой интерес для аэрокосмической отрасли. К таким технологиям относится сварка. По оценкам экспертов из Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ), замена заклепочных соединений на сварные с использованием алюминий-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 алюминий-литиевых сплавов на основе сварки плавлением (лазерная сварка, аргонодуговая сварка, электроннолучевая сварка) и сварки трением с перемешиванием.

Каждая из технологий создания неразъёмных соединений обладает своим достоинствами и недостатками. Основные научные результаты исследований показали, что существует проблема, состоящая в том, что статические механические характеристики (временное сопротивление на разрыв, предел текучести и относительное удлинение) сварных соединений современных Al–Li термически упрочняемых сплавов авиационного назначения оставались низкими и составляли 50–80 % от значений исходного сплава. Причины столь значительного снижения прочностных характеристик сварных соединений, независимо 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. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений являются принципиально 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 (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. 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 T-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 (Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И), ФГУП «ВИАМ» (Антипов В.В., Пантелеев М.Д., Скупов А.А.), ИЛиСТ (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 others); Institute of Materials Research, Helmholtz-Zentrum, Germany. (Kashaev N. and others) 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: существует проблема, состоящая в том, что статические 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 составляли 50–80 % от значений исходного сплава. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений являются принципиально важными для авиа- и ракетостроения. На этапе проектирования конструкций самолета необходимо знать механические свойства сварного соединения при растяжении, которые часто коррелируют 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 отличается от основного сплава. Факт наличия упрочняющих фаз в сварном шве не позволяет выявить связь с изменением механических характеристик, в первую очередь со снижением прочности.

Получение высокопрочных лазерных сварных соединений является актуальной научной задачей, решение которой представлено 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 новых Al–Li-сплавов третьего поколения, за счет управления структурой и фазовым составом сварного шва в результате оптимизации

процесса лазерного воздействия, последующей оптимизации посттермообработки 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 созданы 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, посттермомеханической обработки, позволяющая получать механические характеристики неразъемных сварных соединений при статических испытаниях авиационных сплавов, близких или равных исходному материалу в состоянии поставки.

**Цель** работы — 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 исходных 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. Обоснование 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 и 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. Выявление физических механизмов управления структурно-фазовым составом сварного шва, ответственных за получение высокопрочных неразъемных лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

5. Разработка методов постобработки сварного соединения с целью повышения его механических характеристик на основе как термообработки (закалка + искусственное старение), так и холодного прессования с разными степенями пластической деформации.

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

7. Установление механизма физических явлений при формировании упрочняющих фаз в твердом растворе сварного шва при воздействии мощного лазерного излучения и последующей оптимальной термообработки термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

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

Комплексность задач работы обуславливается выполнением фундаментальных исследований физики взаимодействия лазерного излучения с веществом, развитием нового научного направления – лазерная микрометаллургия, изучением динамики фазовых, микро- и наноструктурных превращений в процессе формирования сварного шва и последующей термической обработки для разработки технологии лазерной сварки с максимальными механическими свойствами, и применением независимых самых современных методов диагностики, включая и впервые применяемую методику для алюминиевых 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 последующую оптимизацию термической обработки (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, можно 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 излучение 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

ем 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 вследствие закалки при оптимальной температуре в области 560 °С лазерных сварных соединений сплава В-1469 физически обусловлено изменением микро- и наноструктуры, т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизацией 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 отличие от исходного сплава с преобладающей упрочняющей фазой  $T_1$ , в лазерном шве после оптимальной термической обработки в виде закалки и последующего искусственного старения 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 и при повышенных и пониженных температурах. Установлено предельное число циклов до разрушения. Показано, что для термообработанных сварных соединений количество циклов до разрушения увеличивается в 3–4 раза и приближается к исходному сплаву.

9. Впервые оптимальное 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 лазерных 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 посттермообработки. Полученные 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 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, и снижение материалоемкости и общего веса единицы изделия и получение дополнительных возможностей для одновременного повышения массогабаритных характеристик перевозимых ею объектов. Полученные результаты также актуальны в рамках развития государственной программы РФ «Развитие авиационной промышленности, создание высококонкурентной 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 «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»; гранта президента РФ № МК-5749.2016.8 «Разработка методов улучшения физико-механических характеристик лазерных сварных соединений высоколегированных алюминиевых сплавов путем модифицирования сварного шва редкоземельным элементом скандием»; гранта РФФИ № 17-79-20139 «Разработка научно-технических основ по созданию высокопрочных сварных соединений алюминий-литиевых сплавов методом лазерной сваркой»; гранта РФФИ № 19-48-540008 р\_а «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 диагностическое оборудование. Эксперименты по получению лазерных сварных соединений выполнялись на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь». При выполнении аналитических исследований фазового состава лазерных сварных соединений 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 выполнялась 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 Zeiss MERLIN Compact, рентгеновский дифрактометр D8 Advance. Для проведения термообработки использовали муфельную камерную печь Carbolite. 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 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 комплекс-

ного подхода, который включает лазерную микрометаллургию, 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 посттермообработки 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 эволюции 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 наноструктуры, т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизации 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 алюминиево-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 — на Международной конференции «Сварка в России: Современное состояние и перспективы» (Томск, 2019 г.); в области материаловедения и машиностроения — International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (Санкт-Петербург, 2018 г.), на Всероссийской научно-технической конференции «Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники» (ВИАМ Москва, 2021 г.) и XII Всероссийском симпозиуме 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.), Международной конференции по методам аэрофизических исследований ISMAR (Новосибирск, 2014, 2020 гг.); в области теплофизики и гидрогазодинамики — на Всероссийской конференции «Теплофизика и физическая гидродинамика» (Крым, Ялта, 2020, 2019 гг.); 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 гг.) 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 печатные работы, входящие в перечень ВАК, и 27 работ в сборниках трудов всероссийских и международных, в том числе и зарубежных, конференций.

## Соответствие паспорту заявленной специальности

Тема и содержание диссертационной работы соответствуют паспорту специальности 1.1.9 механика жидкости газа и плазмы в части глав 1, 3, 4, 6, 7.

## 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.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** кратко анализируется современное состояние вопроса. Обосновывается актуальность темы, формулируется цель работы. Перечислены основные положения диссертации, выносимые на защиту, определяется научная новизна и практическая значимость полученных результатов. Приводится краткое описание диссертации по главам.

**Первая глава** посвящена обзору лазерной сварки алюминиевых сплавов. Рассмотрены основные типы лазеров, входящих в состав автоматизированных лазерных технологических комплексов по лазерной сварке.

Показано, что для лазерной сварки алюминиевых сплавов режим кинжального проплавления является эффективным процессом соединения металлических сплавов толщиной свыше 1 мм. Рассмотрен процесс образования парогазового канала в режиме кинжального проплавления, схема которого представлена на рис. 1.

Процесс лазерной сварки включает основные физические явления, а именно взаимодействие лазера с веществом, многократное отражение лазерного излучения внутри парогазового канала, фазовые переходы, поток жидкости и газа, тепломассообмен.

На сегодняшний момент математическое моделирование не позволяет 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 темпера-

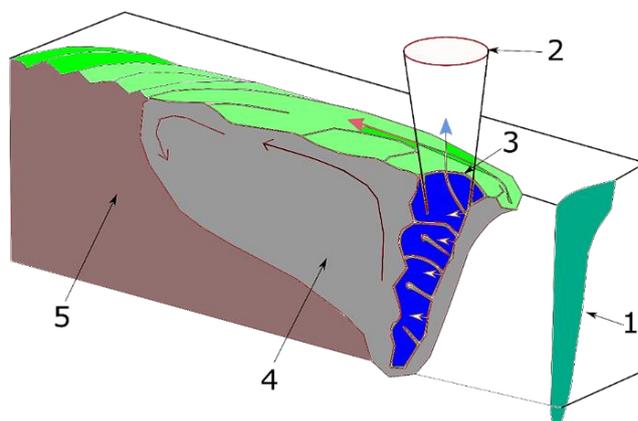


Рис. 1. Схема лазерной сварки в режиме кинжального проплавления.

1 – поперечное сечение сварного шва, 2 – лазерное излучение, 3 – парогазовый канал, 4 – поток расплава, 5 – кристаллизованный материал.

туры, сложный характер гидродинамических и тепловых потоков. Поэтому большое значение имеют экспериментальные работы.

Рассмотрены основные термически упрочняемые алюминиевые сплавы, применяемые в авиа- и ракетостроении. Показана история их развития. Термически упрочняемые алюминиевые и алюминивно-литиевые сплавы 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, состоящая в том, что статические 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 составляли 50–80 % от значений исходного сплава. Обычно вину возлагали на качество шва, наличие пор, выгорание легирующих элементов, в частности Li. Жесткие требования получения высоких механических свойств сварных соединений являются принципиально важными для авиа- и ракетостроения. На этапе проектирования конструкций самолета крайне важно знать механические свойства сплава при растяжении, которые часто коррелируют 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 того, 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 является актуальной научной задачей, решение которой представлено в диссертационной работе.

**Вторая глава** посвящена выбору современных термически упрочняемых алюминиевых сплавов и методам исследований.

В качестве термически упрочняемых алюминиевых сплавов были выбраны следующие марки. 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. 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.). Данный сплав был применен в конструкции самолетов Як-36, Як-38, МиГ-29М, Су-27, Як-42, Ту-204. 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. Сплав 1424 является перспективным сплавом взамен сплава 1933 в конструкции нового самолета Sukhoi SuperJet New и ИЛ-114-300. Среднепрочный высокоресурсный 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 взамен сплава 1163. 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  $C_{Cu}/C_{Li} \approx 1,5$ ). Сплав В-1461 нашел применение в ПАК Т-50 и ракете-носителе 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 прочностью. Данный сплав является наиболее перспективным алюминиевым сплавом для применения в силовых конструкциях ракетно-космической техники взамен сплава В95очТ2.

Данные алюминиево-литиевые сплавы разработаны в ФГУП «ВИАМ» и защищены патентами РФ. Описан структурно-фазовый состав и механические свойства выбранных термически упрочняемых сплавов.

Для формирования лазерных сварных соединений и исследованию их структуры и свойств было использовано современное технологическое и диагностическое оборудование. Эксперименты по получению лазерных сварных соединений выполнялись на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь», разработанном в ИТПМ СО РАН, включающем мощный CO<sub>2</sub>-лазер. Использована лазерная сварка встык.

Проводились комплексные исследования на растяжение, металлографические исследования с применением оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, структурно-фазовые исследования с использованием синхротронного излучения. Особо следует отметить, что впервые для исследования фазового состава алюминиевых лазерных сварных соединений использовали установку класса «мегасайенс», входящую в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», экспериментальную станцию «Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне» (ИЯФ СО РАН).

Дифракционные исследования на просвет проводились с помощью синхротронного излучения с длиной волны 0,3685 Å в геометрии Лауэ. Схема регистрации рефлексов фаз с помощью синхротронного излучения показана на рис. 2.

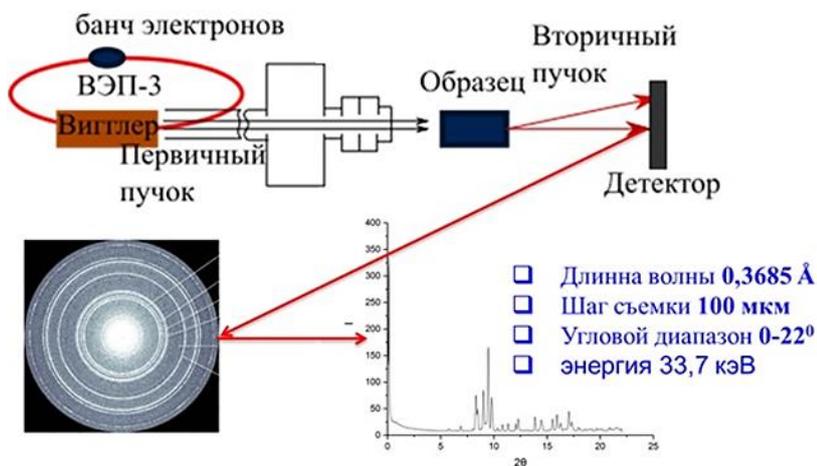


Рис. 2. Схема регистрации рефлексов фаз с помощью синхротронного излучения.

Основные преимущества синхротронного излучения заключаются в следующем: жесткий рентген, высокая яркость пучка в  $10^6$  фотонов/с раз выше, чем излучение рентгеновской трубки, детектирование литийсодержащих фаз размером менее 50 нм, определение фазового состава в объеме материала, малая площадь пучка ( $100 \times 400$  мкм) позволяет проводить локальный анализ объема материала, не требует сложной пробоподготовки. Применение синхротронного излучения позволяет точно определить литийсодержащие фазы. Следует отметить, что литий, который входит состав исходного материала в виде литийсодержащих фаз, методом EDX-анализа при растровой электронной микроскопии и EDAX-анализе при просвечивающей электронной микроскопии не обнаруживается в силу малости сигнала характеристического рентгеновского излучения от легких элементов.

Механические испытания на статическую прочность и малоцикловую усталость проводились при значениях температуры  $T_{\text{test}} = -60, 20, 85$  °С, 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.

**Третья глава** посвящена исследованию 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, непроваров, несплошностей, подрезов, раковин, занижений, открытой пористости сварных соединений. Критерием качества внутренней микроструктуры и морфологии лазерного сварного шва стыковых соединений являлись минимальная пористость, а также равенство ширины верхней и корневой частей и получение Х-образного стыкового сварного шва с двумя криволинейными скосами двух кромок. Х-образная форма сварного шва может иметь преимущества в механических свойствах из-за более симметричного сварного шва по средней линии.

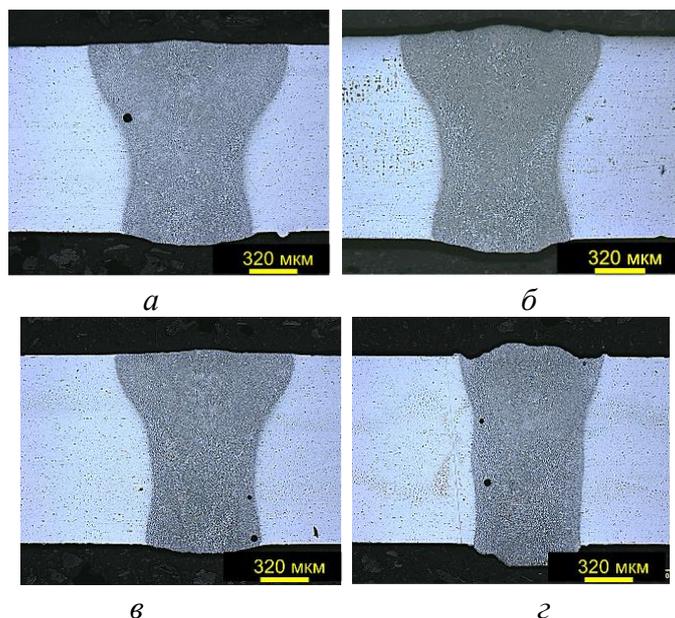


Рис. 3. Фотография микроструктуры поперечного сечения сварного шва в зависимости от мощности лазерного излучения. Сплав 1420  
 $W = 3$  (а),  $2,7$  (б),  $2,4$  (в),  $2$  (г) кВт.

Диапазон изменения мощности лазерного излучения  $W$  составлял 2–3,5 кВт, положение фокального пятна лазерного излучения относительно поверхности заготовки от  $-3$  до  $3$  мм, скорости сварки  $V$  от  $2$  до  $5$  м/мин ( $33,3$ – $100$  мм/с), расход газа в сопле  $3$ – $15$  л/мин.

На рис. 3 в качестве примера представлены характерные изменения структуры сварного шва при различной мощности лазерного излучения для сплава 1420 системы Al–5,2Mg–2,1Li, при скорости сварки  $4$  м/мин и заглублении фокуса  $-3$  мм.

Гидродинамика течения расплава на стенках парогазового канала имеет доминирующее влияние на дефекты сварного шва. При очень низких скоростях сварки парогазовый канал неустойчив, поскольку лазерный пучок облучает переднюю стенку канала, это приводит к перемещению расплавленного металла в нижнюю часть сварного шва. При движении лазерного луча происходит процесс схлопывания, в то же самое время высокая скорость сварки приводит к течению расплава по боковым стенкам парогазового канала, но при высоких скоростях сварки может возникнуть непроплав. Необходимо соблюдать скоростной баланс сварки. В нашем случае оптимальный баланс скорости, мощности и положения фокуса приводит к снижению пористости сварного шва.

На основе проведённых исследований и анализа микроструктуры в табл. 1 представлены оптимальные режимы получения лазерных сварных соединений без внешних дефектов в виде подрезов, несплошностей, трещин, пор, провисания сварного шва.

В табл. 1 также представлены оценки энергетических условий получения качественного сварного шва при оптимальных условиях 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 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
B-1461, Al-2,7Cu-0,3Mg-1,8Li	2	3,3	4	-3	25	49,5
B-1469, Al-3,9Cu-0,3Mg-1,2Li	1,8	3,5	4	-3	20,99	49,5

Для медесодержащих сплавов энергия на единицу объема сварного шва выше, чем для сплавов, содержащих магний, при этом значение погонной энергии, наоборот, ниже.

Проведены металлографические исследования лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов. На рис. 4 показан типичный общий вид поперечного сечения сварного шва и микроструктура сварного соединения зоны сплавления (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ) сварного шва и исходного сплава 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, связанные 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 ЗП имеет дендритную структуру. ЗТВ состоит из столбчатых дендритов. Равноосная зона, состоящая из сферических равноосных зерен размером 3–5 мкм, возникает при сварке алюминиевых сплавов, содержащих в своем составе легирующие элементы Li, Zr.

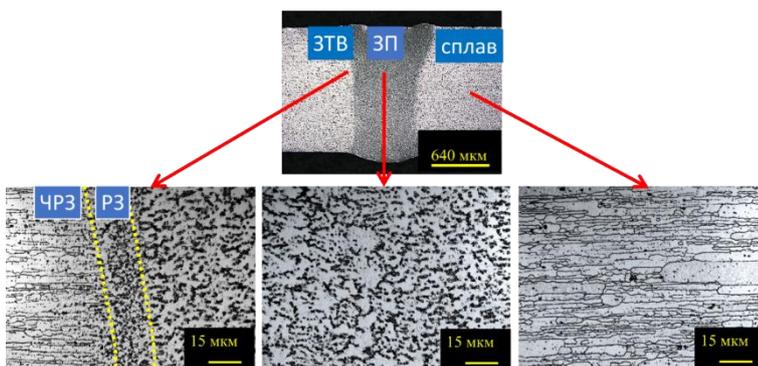


Рис. 4. Общий вид и микроструктура поперечного сечения сварного шва и сплава 1424 системы Al-4,9Mg-1,65Li

На структуру кристаллизации при лазерной сварке существенно влияет термический режим сварки и 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:

$$G = \nabla T \cdot n,$$

$$R = V \cdot i \cdot n,$$

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

Для градиента температуры на линии изотермы использована формула

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

и соответственно для скорости охлаждения получим

$$\frac{dT}{dt} = GR = 2\pi \frac{(T_{\text{liq}} - T_0)^3}{\eta_{\text{abs}}^2 \cdot E_{\text{depth}}^2} \lambda \rho C_p,$$

где  $T_{\text{liq}}$  — температура ликвидуса,  $\eta_{\text{abs}}$  — коэффициент поглощения излучения,  $\lambda$  — теплопроводность,  $C_p$  — теплоемкость,  $\rho$  — плотность,  $P_{\text{depth}}$  — удельная мощность лазерного луча, равная отношению мощности лазерного излучения  $P$  к глубине сварки  $S$ ,  $E_{\text{depth}} = P/SV$  — линейная энергия лазерного луча на глубину сварки. Изменение температуры зависит от теплопроводности  $\lambda$  и линейной энергии  $E_{\text{depth}}$ . Формирование микроструктуры ЗП в результате лазерного воздействия сварных швов для исследуемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов имеет различный механизм и зависит от энергетических режимов лазерной сварки, теплофизических свойств исследуемых сплавов, в частности теплопроводности. Исследованы механические характеристик и поверхности разрушения лазерных сварных соединений при различных температурах при статическом испытании. В табл. 2 представлены значения механических характеристик сварных соединений и их отношения к исходному сплаву:  $k_1$  — временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  — предела текучести,  $k_3$  — относительного удлинения.

**Таблица 2.** 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

Таким образом, несмотря на оптимизацию качества шва, прочностные характеристики сварных соединений, полученных на оптимальных условиях лазерной сварки, низкие.

Для повышения механических характеристик сварных соединений в ИТПМ СО РАН было предложено два подхода на основе постобработки 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 работы получения высокопрочных сварных соединений. Данный подход рассмотрен более подробно в главе 4.

**Четвертая глава** посвящена оптимизации фазового состава и достижению оптимальных механических свойств за счет посттермообработки в виде закалки и искусственного старения лазерных сварных соединений для всех исследуемых алюминиевых сплавов. Необходимо отметить, что стандартные режимы ТО, типа ТО1–ТО6 не годились, т.к. деталь была неоднородна, включала основной сплав и шов. ТО должно было решить сложную задачу, изменить по замкнутому циклу фазовый состав, сохранить прочность сплава и восстановить прочность шва.

Лазерные сварные соединения, полученные на оптимальных режимах, подвергались закалке и искусственному старению. Закалка производилась в интервале температур 320–560 °С и при выдержке в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде. Искусственное старение осуществлялось в интервале температур 120–210 °С при времени выдержки 8–42 часа.

Процедуре посттермообработки подвергались лазерные сварные соединения всех исследуемых алюминиевых сплавов.

В качестве примера на рис. 5 приведены типичные зависимости напряжения от деформации для сплава В-1461, сварного шва без термообработки и после закалки при различных температурах. Данные демонстрируют основные особен-

ности зависимости напряжения  $\sigma$  от деформации  $\delta$  при растяжении образцов. Изменение механических характеристик зависит от температуры заковки. На рис. 6 представлены типичные 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 заковки для сплава В-1461.

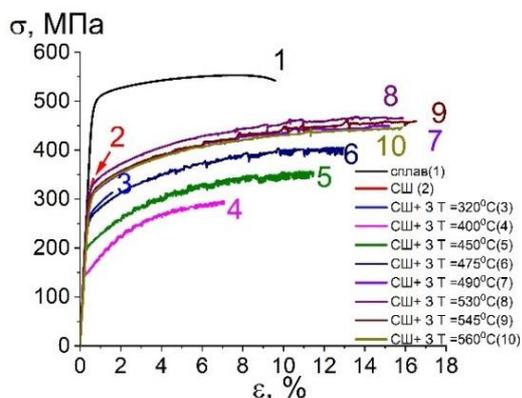


Рис. 5. Зависимость  $\sigma$  от  $\delta$  для сплава и образцов со сварным соединением от температуры заковки.

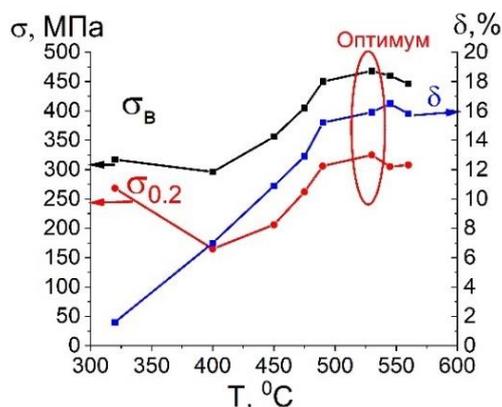


Рис. 6. Зависимость  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  от температуры заковки образцов со сварным соединением.

В результате для всех исследуемых лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов был найден режим оптимальной заковки. Показано, что оптимальная заковка не приводит к достижению максимальных механических характеристик. Для достижения максимальных характеристик проведена процедура искусственного старения лазерных сварных соединений исследуемых алюминиевых сплавов после оптимальной заковки.

Для установления закономерностей изменения временного сопротивления, предела текучести и предельного относительного удлинения образцов со сварным соединением от температуры и времени искусственного старения на рис. 7 представлены типичные 3D-поверхности для сплава В-1461, полученные путем аппроксимации экспериментальных данных в графическом редакторе OriginPro с помощью метода наименьших квадратов.

Таким образом, представленные данные впервые показывают возможность управления механическими характеристиками образцов со сварным соединением, полученных методом лазерной сварки, за счет посттермической обработки.

Проведен структурный анализ лазерных сварных соединений без и после оптимальной термообработки с применением оптической электронной растровой и просвечивающей микроскопии, исследован химический состав.

На рис. 8 представлены микроструктуры сварного шва в отсутствие термообработки и после проведения заковки при различных температурах заковки, полученные с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопа, для сплава В-1461.

Данные получены для всех исследуемых лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов.

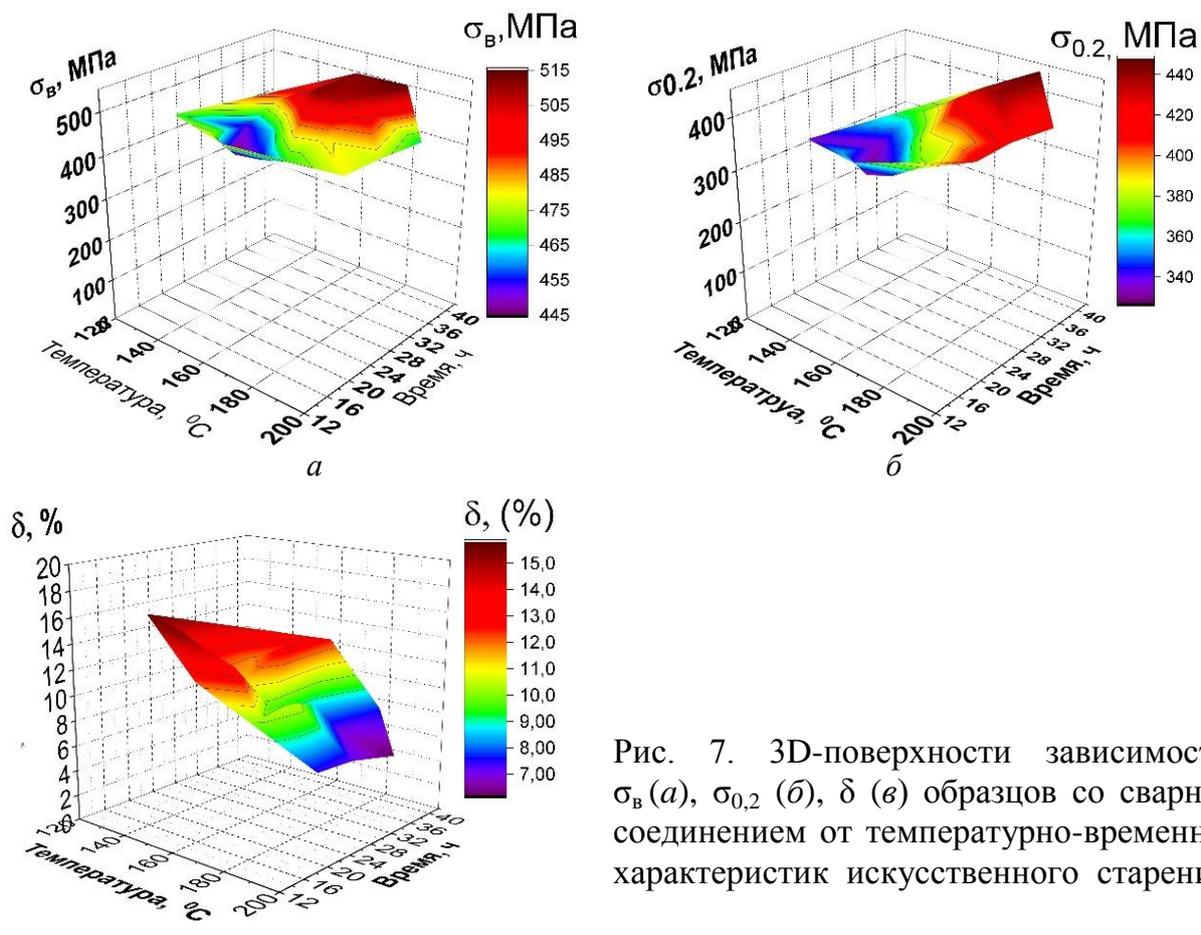


Рис. 7. 3D-поверхности зависимостей  $\sigma_B$  (а),  $\sigma_{0,2}$  (б),  $\delta$  (в) образцов со сварным соединением от температурно-временных характеристик искусственного старения.

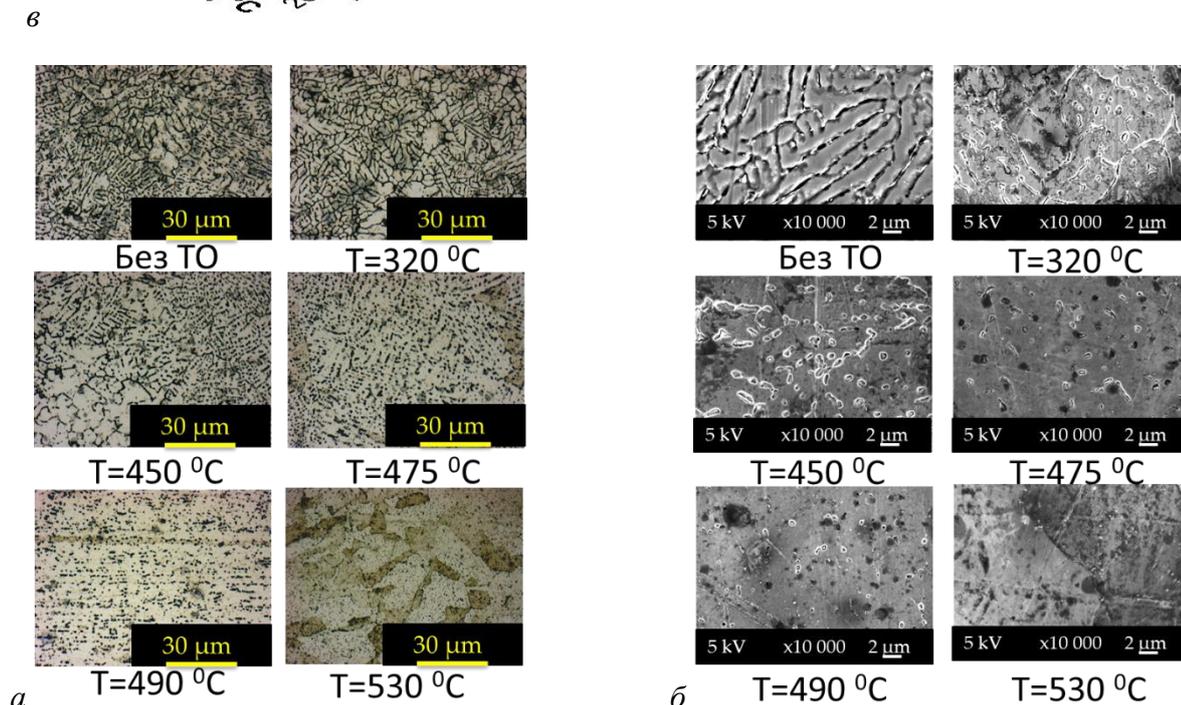


Рис. 8. Поперечное сечение зоны сплавления сварного шва при различных значениях температуры закалки, полученные с помощью оптического микроскопа (а) и растрового электронного микроскопа (б).

В результате показано, что закалка при низких температурах не приводит к существенному изменению микроструктуры сварного шва. Характерные изменения микроструктуры зоны сплавления и зоны термического влияния начинаются при высоких температурах 450 °C и выше, для всех исследуемых

лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов. Границы дендритных зерен исчезают с повышением температуры закалки. Микроструктура зоны плавления становится близка к микроструктуре исходного сплава. 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 выделяются различные включения, которые часто объединены в сложные агломераты.

На рис. 9 представлены типичные фотографии шлифов поперечного сечения сварного шва образцов, полученные с помощью растрового электронного микроскопа при высоком увеличении для сплава В-1461. Данные изображения получены для всех исследуемых лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов.

Показано, что с ростом температуры сначала происходит растворение данных агломератов, содержащих частицы с приблизительным размером 20–50 нм.

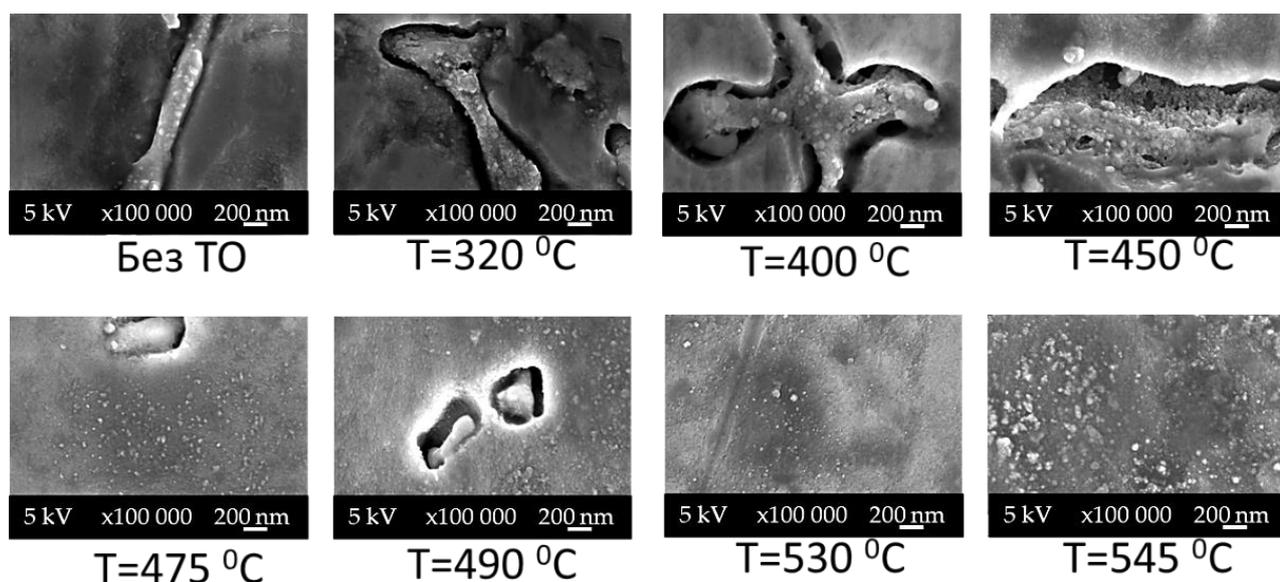


Рис. 9. Наноструктура сварного шва при различных значениях температуры закалки полученная с помощью электронного микроскопа.

Химический анализ лазерных сварных соединений медесодержащих алюминиевых сплавов показывает увеличение концентрации меди на границе зерен и уменьшение концентрации меди в окружающем твердом растворе. С ростом температуры закалки химический анализ показывает снижение концентрации меди в границе дендрита и ее возрастание в матрице твердого раствора.

Анализ атомного строения интерметаллических фаз был выполнен с помощью высокоразрешающей растровой электронной микроскопии (ВРЭМ). В качестве примера на рис. 10 приведено изображение фрагмента межблочной границы с высоким содержанием меди ( $k_{Al}:k_{Cu} \approx 2:1$ ), сварного шва сплава В-1461 системы Al–2,7Cu–0,3Mg–1,8Li.

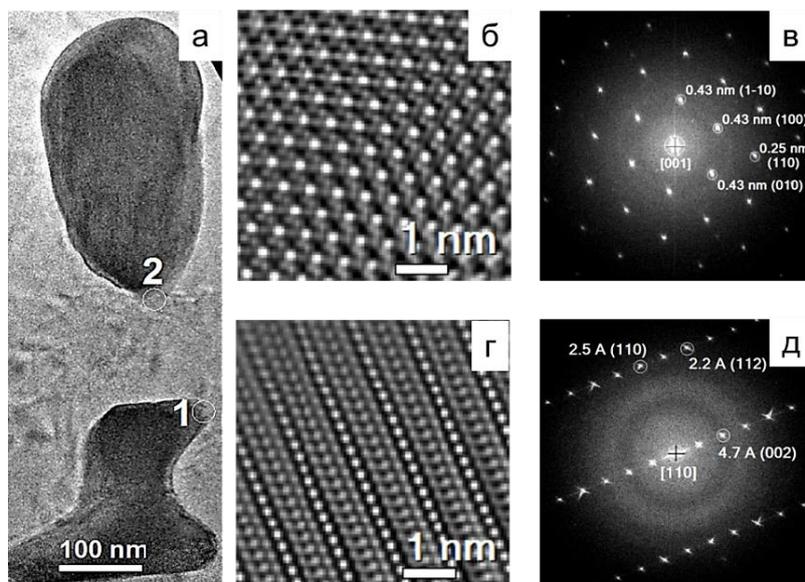


Рис. 10. ПЭМ (а) и ВРЭМ изображения (б, в) кристаллических включений  $\text{Al}_2\text{CuLi}$  на межблочных границах с высоким содержанием меди ( $k_{\text{Al}}:k_{\text{Cu}} \approx 2:1$ ). На рисунках «в» и «д» показаны фурье-спектры, соответствующие ВРЭМ-изображениям.

На ВРЭМ-изображениях (рис. 10, в, г) тонких участков этих включений, отмеченных белыми окружностями и цифрами 1 и 2, отчетливо визуализируется атомная структура, соответствующая фазе  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  с гексагональной кристаллической решеткой. На рис. 10, 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. 10, 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  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  различной формы и размеров и с различной кристаллографической ориентацией. Фазовый состав лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов до и после оптимальной термообработки исследован с помощью синхротронного излучения.

На рис. 11 в качестве примера приведены дифрактограммы исходного сплава, зоны плавления лазерного сварного шва (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ) без ТО и после оптимального ТО, полученные с помощью синхротронного излучения в геометрии на просвет сплава В-1469 системы  $\text{Al}-3,9\text{Cu}-0,3\text{Mg}-1,2\text{Li}$ .

Видно, что основной сплава В-1469 является фаза  $\alpha\text{-Al}$  с кубической структурой  $Fm\bar{3}m$ . На дифрактограмме кроме интенсивных рефлексов фазы  $\text{Al}$  присутствуют также дополнительные рефлексы на двойных углах 20,59; 42,09; 48,78 фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ , фазы  $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$  на углах 28,77; 39,85, фазы  $\theta (\text{Al}_2\text{Cu})$  на угле 20,69 фазы  $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$ , 40,93 и 55,36.

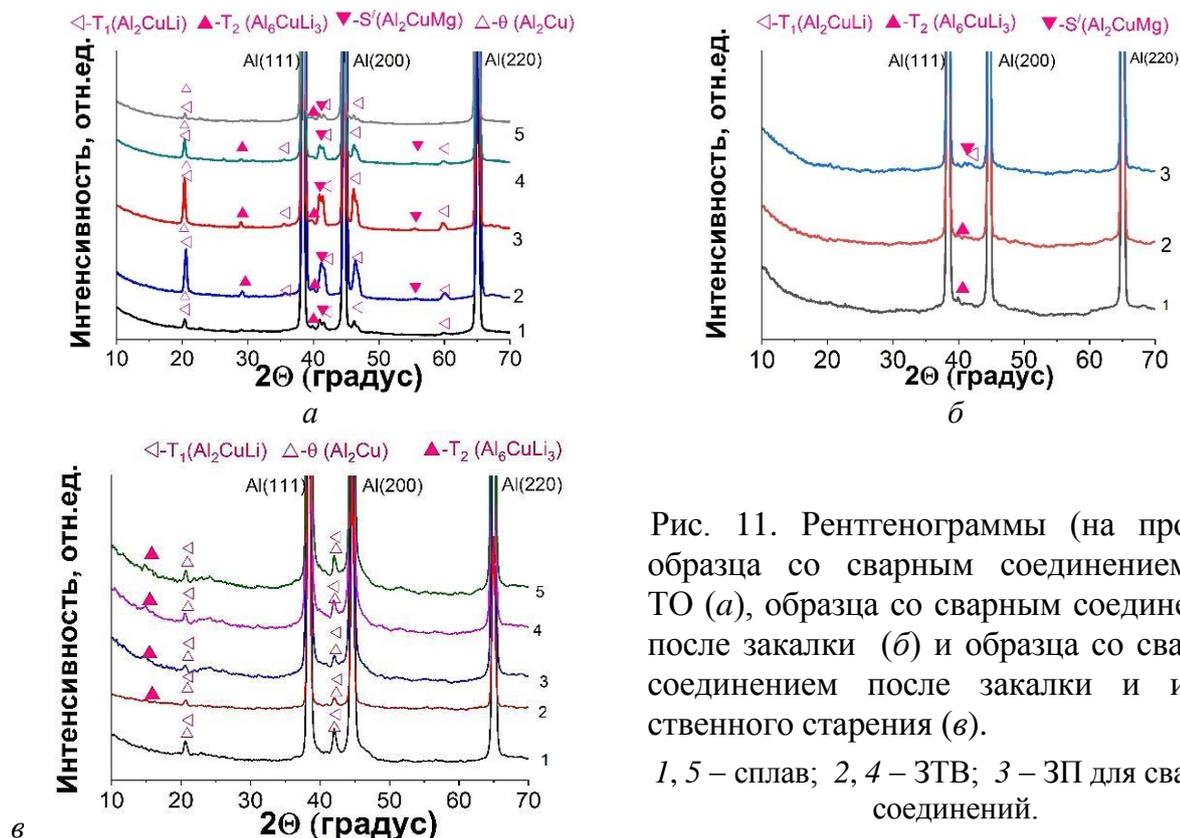


Рис. 11. Рентгенограммы (на просвет) образца со сварным соединением без ТО (а), образца со сварным соединением после закалки (б) и образца со сварным соединением после закалки и искусственного старения (в).

1, 5 – сплав; 2, 4 – ЗТВ; 3 – ЗП для сварных соединений.

Согласно рис. 11,а в отсутствие ТО наиболее интенсивные рефлекс регистрируются в области углов 20 градусов. Впервые экспериментально показано, что закалка при температуре 560 °С приводит к практически к полному растворению примесных фаз (рис. 11,б) и формированию твердого раствора с пересыщенной концентрацией легирующих элементов. Закалка при температуре 560 °С и старение такого пересыщенного раствора при температуре 180 °С в течение 32 часов (оптимальное ТО) приводит к формированию широкого спектра рефлексов фаз, которые сливаются на угле 20 и 42 градусов (см. рис. 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. 12 представлены рефлекс 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

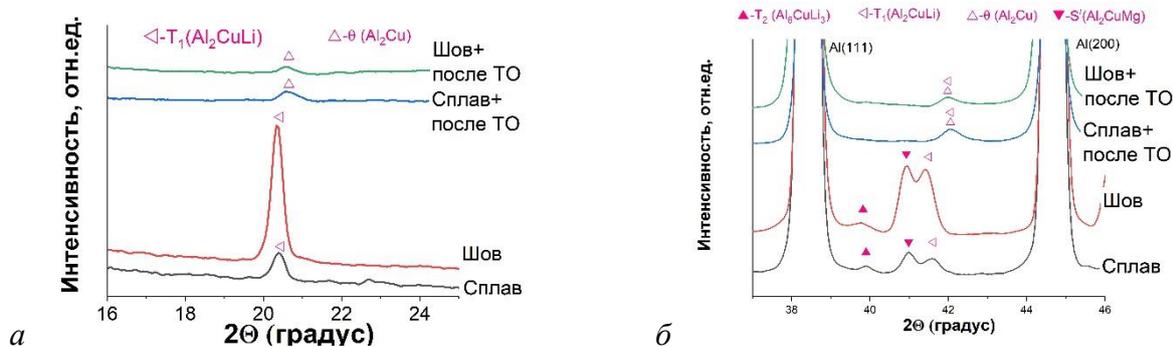


Рис. 12. Рентгенограммы (на просвет).

а – область углов 20–21°; б – область углов 40–42°. Сплав В-1469

сварного шва. Впервые показано, что сплав и сварной шов без ТО содержит рефлекс с максимумом в области фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ . Наличие фазы  $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$  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  $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ . Наличие фазы  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  также исключить нельзя, однако ее амплитуда становится значительно меньше.

**Пятая глава** посвящена малоцикловым испытаниям термообработанных сварных соединений на пульсирующее растяжение при различных амплитудах нагрузки, при температурах  $-60, +20, +85$  °С. Было проведено испытание образцов со сварным соединением сплава В-1461, 1441 и 1420 без ТО и после оптимального ТО. Проводились также испытания на многократное нагружение при температуре 20 °С для самих сплавов. Исследовалась морфология изломов после разрушения образцов.

На рис. 13 для образцов со сварным соединением сплава В-1461 после ТО показаны типичные 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.

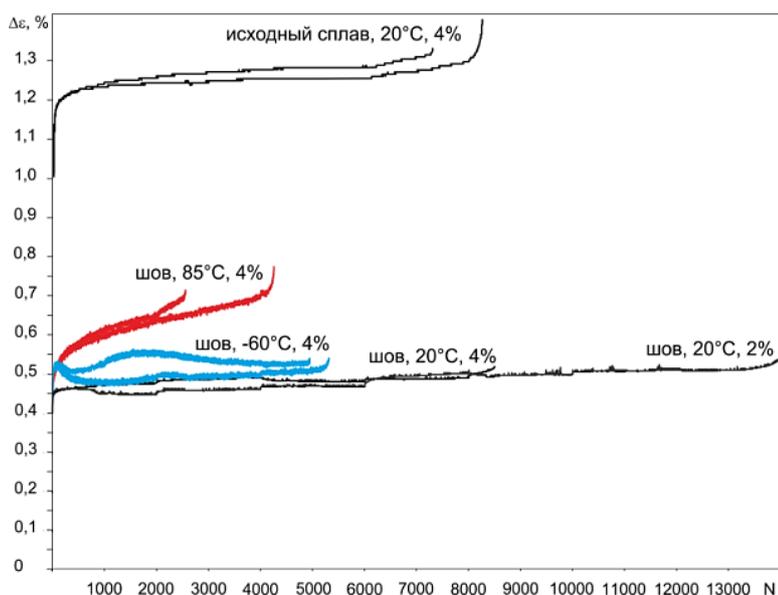


Рис. 13. Кривые зависимости приращения деформации от числа циклов.

Шов после ТО  $T_{\text{test}} = 20^\circ\text{C}$ , предварительная деформация 2%;  $T_{\text{test}} = 20^\circ\text{C}$ , предварительная деформация 4%;  $T_{\text{test}} = -60^\circ\text{C}$ , предварительная деформация 4%;  $T_{\text{test}} = 85^\circ\text{C}$ , предварительная деформация 4%; исходный сплав  $T_{\text{test}} = 20^\circ\text{C}$ , предварительная деформация 4%. Сплав В-1461

Согласно рис. 13, при понижении температуры увеличивается неоднородность процессов накопления поврежденности материала, отображающихся в изменении деформации  $\Delta\varepsilon$ . При повышении температуры, напротив, однородность увеличивается и при  $T_{\text{test}} = 85^\circ\text{C}$  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  $T_{\text{test}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$  при равных значениях предварительной деформации, определяющей амплитуду циклического нагружения. При предварительной деформации 4% число циклов до разрушения снижается с 8500 ( $T_{\text{test}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ) до 3000–5000 ( $T_{\text{test}} = 85, -60 \text{ }^\circ\text{C}$ ). 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 изменения 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. Исследованы 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. Поверхность излома за пределами усталостных трещин является результатом финального разрушения. Веерообразные трещины можно разделить на два вида в зависимости от типа дефекта, который их инициировал. К первому типу относятся трещины, поверхности которых имеют характерный ручьевидный узор и отделены отчетливыми дуговыми границами от зон финального разрушения. Второй тип усталостных трещин, перпендикулярных к приложенной нагрузке, – это трещины, распространяющиеся от впадин на поверхности шва, ориентированных поперек направления нагрузки. Предельное число циклов для лазерных соединений сплава 1420 системы Al–5,2Mg–2,1Li при  $T_{\text{test}} = 20, 85$  и  $-65^\circ\text{C}$  и деформации 4 % составило 3000. Для обработанного шва при той же начальной деформации предельное число циклов равно 9000 для  $T_{\text{test}} = 20$ , 11000 циклов для  $T_{\text{test}} = -65^\circ\text{C}$  и 1500 циклов  $T_{\text{test}} = 85$ . На поверхности разрушения присутствовали веерообразные трещины, развившиеся от поверхностных дефектов. Лазерные сварные соединения сплава 1441 после ТО выдерживают при тех же условиях в 4 раза большее количество циклов нагружения, чем соединения В-1461 (при  $T_{\text{test}} = 20^\circ\text{C}$  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 системы 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  $\text{Al}-2,7\text{Cu}-0,3\text{Mg}-1,8\text{Li}$  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 в сварных соединениях данных сплавов при циклическом нагружении происходит развитие трещин расслоения вблизи границы ЗТВ и зоны плавления.

**Шестая глава** посвящена изучению механики структурно-фазового состава лазерных сварных соединений.

Исследована эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава Д16Т системы  $\text{Al}-4,4\text{Cu}-1,5\text{Mg}$  до и после оптимальной термообработки. В процессе сварки в шве фазовый состав и распределение легирующих элементов существенно изменяется. В сварочном шве кроме  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  формируется стабильная некогерентная фаза  $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ . Рост прочности при закалке связан с первыми стадиями процесса распада пересыщенных твердых растворов: с образованием зон ГП и с выделением промежуточных метастабильных  $\theta''$ - и  $S''$ -фаз (в сплавах  $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}$ ). Максимальные механические характеристики образца со сварным швом достигнуты при использовании полного комплекса термического воздействия: закалки и искусственного старения. Представленные результаты дают исчерпывающую картину изменения механических характеристик неразъемных соединений сплава  $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}$ , полученных методом лазерной сварки и подвергнутых термической постобработке (закалка и искусственное старение). Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния с использованием синхротронного излучения и схема структурно-фазовых превращений при лазерной сварке и термической обработке сплава Д16Т обобщены на рис. 14.

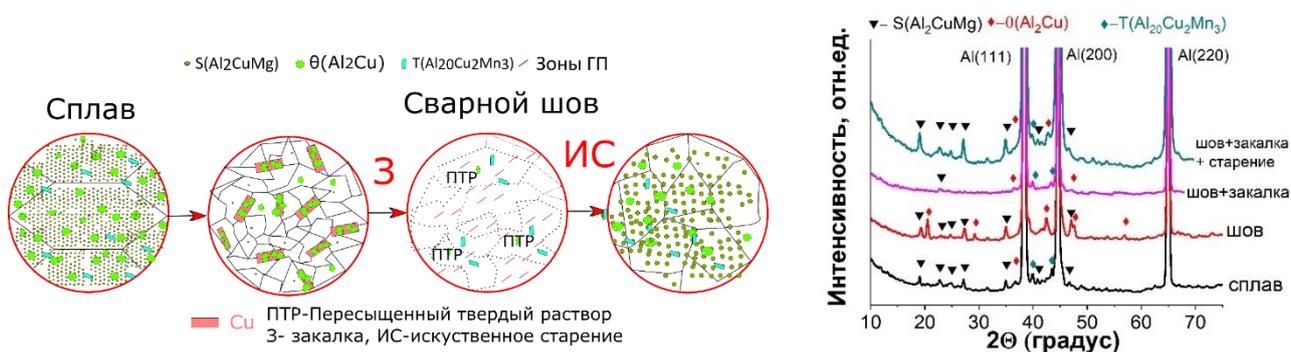
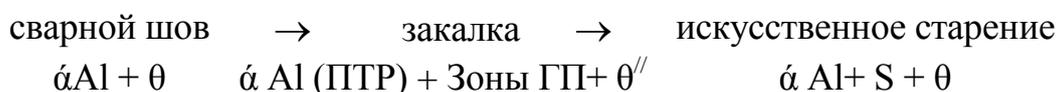


Рис. 14. Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав Д16Т

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава Д16Т можно представить в следующем виде:



Рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1424 системы Al–4,9Mg–1,65Li до и после оптимальной термообработки. 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. В сварном шве в результате закалки зарегистрировано значительное растворение метастабильной фазы  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ . Упрочняющая фаза  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  в нем практически отсутствует. Легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах (в частности, в тройной фазе  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$ ), полностью или частично растворялись в алюминии. В результате закалки было сформировано предельно неравновесное состояние — пересыщенный твердый раствор легирующих элементов Mg и Li в алюминии, в результате искусственного старения в сварном шве сформировалась упрочняющая фаза  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ .

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены на рис. 15.

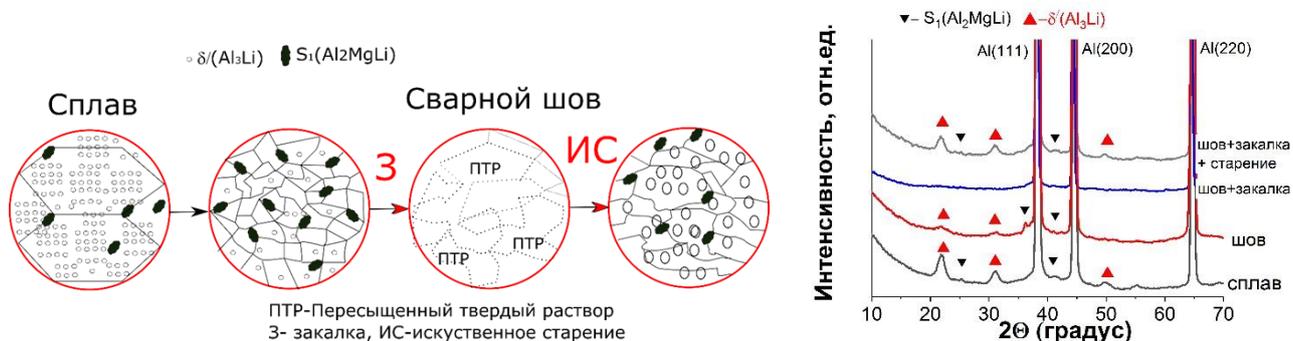
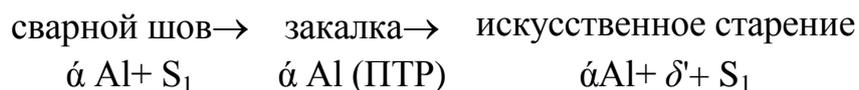


Рис. 15. Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав 1424.

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава 1424 системы Al–4,9Mg–1,65Li можно представить в следующем виде:



Рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава 1441 системы Al–1,7Cu–0,9Mg–2Li до и после оптимальной термообработки. В сварном соединении образовалась фаза  $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$ . После закалки в сварном соединении образовались фазы  $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$  и  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ . Необходимо отметить, что роль фазы  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  в упрочнении сплавов системы Al–Cu–Li до конца не была установлена. 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. В нашем случае можно предположить, что эффект упрочнения связан с образованием  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  на стадии закалки. После искусственного старения на оптимальных режимах в сварном шве зафиксированы рефлексы интерметаллидных фаз  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ ;  $S'(\text{Al}_2\text{MgCu})$ , которые присутствуют в сплаве. Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке представлены на рис. 16.

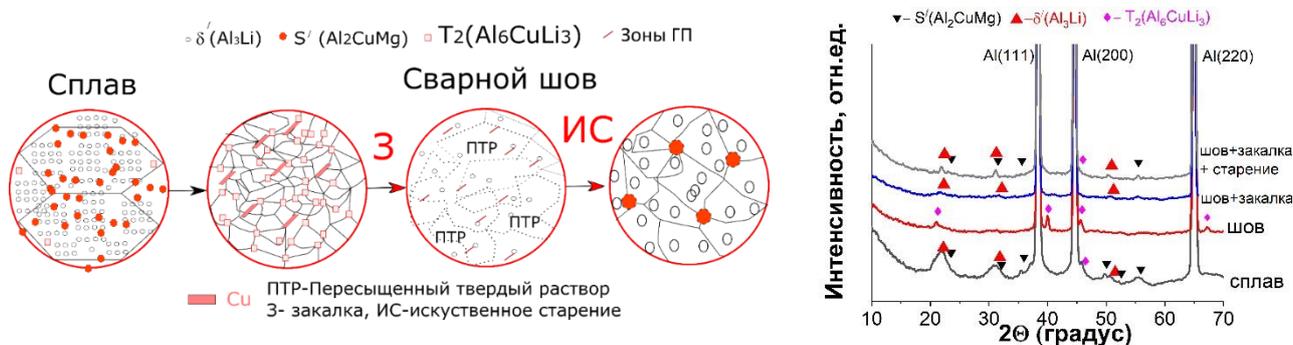


Рис. 16. Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав 1441.

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава 1441 система Al-1.7Cu-0.9Mg-2Li можно представить в следующем виде:



Рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В-1461 системы Al-2,7Cu-0,3Mg-1,8Li до и после оптимальной термообработки. В процессе сварки в шве фазовый состав существенно изменяется. В сварочном шве отсутствует упрочняющая интерметаллидная фаза  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li). Наблюдается формирование фаз T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi) и T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>). В результате происходит существенное, в 1,6 раза, снижение прочности сварного шва. 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 при закалке шва важную роль играют как термодинамические процессы, значения свободной энергии и ее зависимость от концентрации Li, так и статистические диффузионные явления. Наличие Cu в сплаве Al-Cu-Li существенным образом влияет на наличие зависимости механических характеристик от температуры закалки. В процессе оптимальной закалки легирующие элементы равномерно распределяются в твердом растворе, что, в принципе, открывает возможность формирования упрочняющей фазы  $\delta'$  как и в сплаве 1441. Проведение процедуры термообработки в виде закалки повышает временное сопротивление сварного шва, что обусловлено, по-видимому, формированием в твердом растворе фазы  $\delta'$ . Максимальное временное сопротивление сварного шва достигнуто при использовании полного комплекса термического воздействия: закалки и искусственного старения. Искусственное старение приводит к дальнейшему повышению прочностных свойств, что, по-видимому, обусловлено дальнейшей гомогенизацией твердого раствора, увеличением в нем количества упрочняющих фаз  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) и T<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi).

Впервые четко экспериментально показано, что изменение прочности в следствие закалки при оптимальной температуре в области физически обусловлено как изменением микро- и наноструктуры, т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизацией твердого раствора, так и формированием упрочняющей  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) фазы, это принципиально важно для понимания

всего механизма упрочнения Al–Li сплавов. При оптимальном искусственном старении микроструктура и фазовый состав сварного шва приближаются к исходному сплаву.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены на рис. 17.

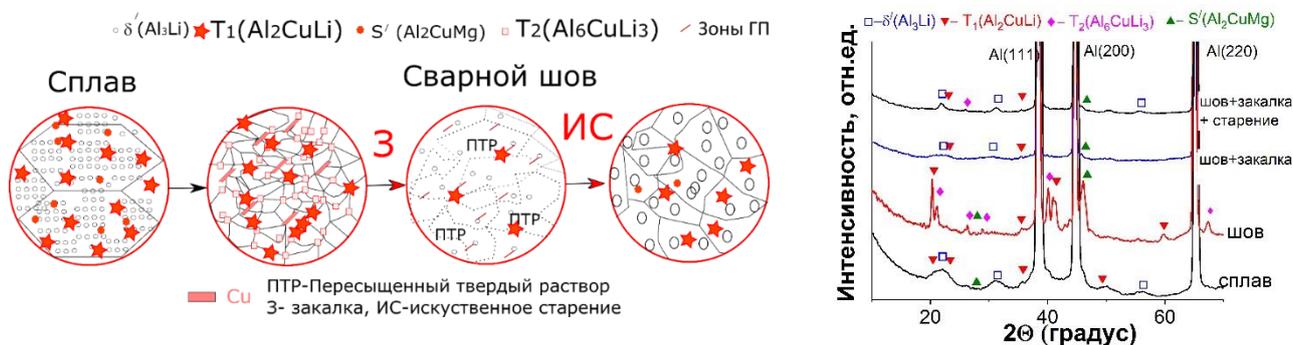


Рис. 17. Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав В-1461.

Эволюцию фазового состава сварного шва сплава В-1461 системы Al–2,7Cu–0,3Mg–1,8Li можно представить в следующем виде:



Рассмотрена эволюция структурно-фазового состава лазерных сварных соединений сплава В-1469 системы Al–3,9Cu–0,3Mg–1,2Li до и после оптимальной термообработки.

Полученная картина фазовых изменений при сварке и термической обработки на первый взгляд находится в диссонансе с изменением прочностных характеристик. Так, временное сопротивление сварного шва заметно уменьшается по сравнению с исходным сплавом с 557 МПа до 310 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 °С упрочняющие фазы отсутствуют, но при этом происходит максимальное увеличение механических характеристик сварного шва. Величина  $\sigma_b$  сварного шва возрастает с 310 до 406 МПа (примерно в 1,3 раза), при этом  $\sigma_b$  уменьшается с 295 до 254 МПа. Процесс искусственного старения на оптимальных режимах более значительно увеличивает временное сопротивление с 406 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 %. В результате закалка приводит к гомогенизации и формированию пересыщенного твердого раствора в сварном шве.

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.

Для  $Cu/Li \geq 4$ :  $\alpha$  (ПТР)  $\rightarrow$  Зоны ГП  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$ .

Для  $Cu/Li = 2,5 - 4$ :  $\alpha$  (ПТР)  $\rightarrow$  Зоны ГП  $\rightarrow$  Зоны ГП +  $\delta'$   $\rightarrow \theta'' + \theta' + \delta' \rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$ .

Для  $Cu/Li = 1 - 2,5$ :  $\alpha$ (ПТР)  $\rightarrow$  Зоны ГП +  $\delta'$   $\rightarrow \theta' + \delta' \rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$ .

Для  $Cu/Li \leq 1$ :  $\alpha$ (ПТР)  $\rightarrow$  Зоны ГП  $\rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$ .

Из представленных закономерностей видно, что с ростом отношения  $Cu/Li$  возрастает вероятность формирования  $\theta'$ -фазы. Наш эксперимент позволяет уточнить условия формирования  $\theta'$ -фазы при лазерной сварке и термической обработке, 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 известны, однако растворение  $T_1(Al_2CuLi)$ -фазы и формирование  $\theta'(Al_2Cu)$ -фазы при закалке с температурой  $560^\circ C$  и последующем искусственном старении обнаружен впервые. При закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее.

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 ( $Al_2Cu$ ) когерентность решеток матрицы и выделяющейся фазы полностью нарушаются.

Результаты проведенного анализа изменения фазового состояния при лазерной сварке и термической обработке обобщены на рис. 18.

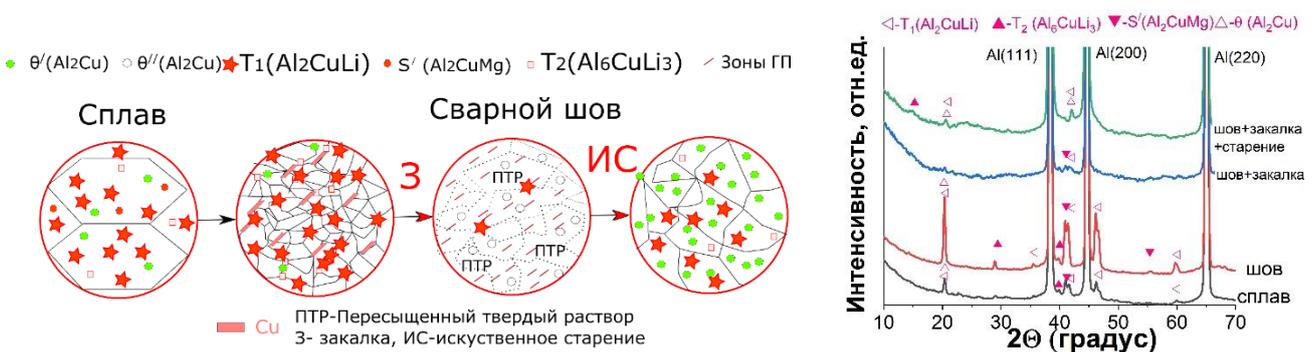


Рис. 18. Схема структурно-фазовых превращений сплава и сварного шва до и после ТО. Сплав В-1469.

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 вследствие закалки при оптимальной температуре в области 560 °С физически обусловлено изменением микро- и наноструктуры, т.е. фактически растворением агломератов на границе зерен и гомогенизацией 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 рассматриваемых алюминиевых сплавов, полученных методом лазерной сварки и подвергнутых термической постобработке (закалка и искусственное старение). Состояния твердого раствора сварочного шва (микро- и наноструктура, распределения легирующих элементов, образование и растворение основных упрочняющих фаз) обуславливают изменение механических характеристик.

**Седьмая глава** посвящена обобщению результатов исследований и влиянию легирующих элементов Mg, Cu, Li на механику структурно-фазового состава и механические характеристики сварного шва.

Для всех используемых в работе 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. 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.

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 значительное 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.

В табл. 3 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_B$  (с–з) =  $\sigma_B$  (сварка) –  $\sigma_B$  (сварка–закалка) = МПа, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  (с–з) МПа и относительного удлинения  $\Delta\delta$  (с–з)% сварного шва после оптимальной закалки, а также фазовое состояние сварного шва. Из табл. 3 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 3.** Изменение механических свойств и фазовое состояние сварного шва после оптимальной 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	α Al+ПТР
1424, Al–4,9Mg–1,65Li	0	–96	15,6	α Al+ПТР
1441, Al–1,7Cu–0,9Mg–2Li	87	0	13	α Al+ПТР, зоны ГП, δ'(Al <sub>3</sub> Li)
B-1461, Al–2,7Cu–0,3Mg–1,8Li	127	–8	15,2	α Al+ПТР, зоны ГП, δ'(Al <sub>3</sub> Li)
B-1469, Al–3,9Cu–0,3Mg–1,2Li	96	–41	15,2	α Al+ПТР, зоны ГП, θ''(Al <sub>2</sub> Cu)
Д16Т, Al–4,4Cu–1,5Mg	71	–16	14,8	α Al+ПТР, зоны ГП

Отметим, что экспериментальные данные табл. 3 не позволяют однозначно определить роль Mg в изменении механических характеристик сплавов.

Согласно дифрактограммам, полученным с помощью синхротронного излучения системы Al–Mg–Li, в сварочном шве рефлексы упрочняющей фазы δ'(Al<sub>3</sub>Li) не наблюдались, хотя они присутствовали в исходном сплаве. В шве зарегистрированы лишь слабо интенсивные пики тройной фазы S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi). 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<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi). В твердом растворе сварного шва наблюдается незначительное количество частиц размером 100–300 нм.

Для сплавов системы Al–Cu–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<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>CuLi), T<sub>2</sub>(Al<sub>6</sub>CuLi<sub>3</sub>). При этом для сплава 1441 с малой концентрацией меди 1,7 % в сварном шве фиксируется в основ-

ном 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  $\theta(Al_2Cu)$ .

Влияние процесса закалки существенным образом зависит от состава легирующих элементов, т.е. системы Al–Mg–Li Al–Cu–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.

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 для сплавов исследованы подробно в отличие от сварных швов. Здесь важно подчеркнуть различие трех процессов. При затвердевании расплава сварного шва формирование фаз на границах субзерен может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией, т.е. диффузионными процессами в жидкой фазе. При закалке, особенно при высокой температуре, превышающей 500 °С, близкой или даже выше температуры солидуса (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 130–200 °С фазовые изменения происходят в твердом растворе, т.е. значительно медленнее.

В табл. 4 приведены изменения временного сопротивления  $\Delta\sigma_b$  (з–и) =  $\sigma_b$  (сварка закалка) –  $\sigma_b$  (сварка искусственное старение) МПа и, аналогично, предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  (з–и) МПа и относительного удлинения  $\Delta\delta$  (з–и)% сварного шва после оптимального искусственного старения и закалки. Также в табл. 4 приведено фазовое состояние сварного шва после искусственного старения для исследуемых сплавов. Хорошо видно влияние концентрации меди и лития в сплавах на изменение пластичности в результате применения искусственного старения, а также фазового состояния сварного шва на временное сопротивление и относительное удлинения для всех исследуемых сплавов.

Измерения показали, что для системы Al–Cu–Mg в процессе искусственного старения из пересыщенного твердого раствора происходит выделение фаз  $S(Al_2CuMg)$  и  $\theta(Al_2Cu)$ , которые не формировались в процессе закалки, т.е. их создание определяется диффузионными временами Cu и Mg в твердом растворе. Для системы Al–Cu–Li старение изменяет фазовый состав сварного шва по сравнению с процессом закалки, формируются медесодержащие фазы, что обуслав-

**Таблица 4.** Изменение механических свойств и фазовое состояние сварного шва после оптимального искусственного старения

Наименование сплава и система легирования	$\Delta\sigma_{\text{в}}$ , (з-и), МПа	$\Delta\sigma_{0,2}$ , (з-и), МПа	$\Delta\delta$ (з-и), %	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)

ливаает дальнейшее увеличение механических характеристик. Для сплавов системы Al-Mg-Li в процессе старения происходит формирование упрочняющей фазы  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li).

Проведенные исследования позволяют установить последовательность фазовых превращений исследованных сплавов. Экспериментально невозможно наблюдать зоны ГП, когерентные и полуккогерентные фазы, о существовании которых можно только предполагать, однако конечное фазовое состояние после плавления, закалки и искусственного старения определяется независимо рентгенограммами на просвет благодаря синхротронному излучению.

В табл. 5 представлены значения механических характеристик сварных соединений и их отношения к исходному:  $k_1$  — временного сопротивления на разрыв,  $k_2$  — предела текучести,  $k_3$  — относительного удлинения

**Таблица 5.** Механические характеристики сварных соединений алюминиевых сплавов после оптимальной термообработки

Наименование сплава, система	Образец со сварным швом					
	$\sigma_{\text{в}}$ , 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
B-1461, Al-2,7Cu-0,3Mg-1,8Li	510	440	8,7	93	94	86
B-1469, Al-3,9Cu-0,3Mg-1,2Li	530	485	3,9	95	94	38

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

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

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 в 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.

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  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  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 упрочняющие 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 упрочняющая фаза  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ .

Для всех исследуемых сплавов разработана методика постобработки сварного соединения на основе холодного прессования и термообработки (закалка + искусственное старение).

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 алюминий-литиевых сплавов, можно 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 алюминий-литиевых сплавов с помощью современных независимых методов диагностики: впервые использование дифрактометрии синхротронного излучения в сочетании с высокоразрешающей просвечивающей, сканирующей электронной и оптической микроскопией.

Проведены малоцикловые испытания лазерных сварных соединений до и после ТО для алюминий-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 °С 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 °С у сплавов 1420 и 1461 появляются стадии упрочнения, в течение которых значение деформации при заданных граничных значениях напряжения уменьшается. При +20 °С происходит равномерное приращение деформации и увеличение амплитуды деформации при увеличении амплитуды напряжения. При +85 °С амплитуда деформации не меняется с увеличением амплитуды напряжения, ее значение составляет 0,55–0,5 от амплитуды деформации при +20 °С.

## **СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

### **Статьи в научных изданиях входящих в перечень ВАК:**

1. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Антипов В.В., Иода Е.Н., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н. Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 // Доклады академии наук. 2015. Т. 465, № 4. С. 419-424.
2. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н. Разработка технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 с высокой прочностью соединения // Прикладная механика и техническая физика. 2015. Т. 56, № 6 (334). С. 14-21.
3. Orishich A.M., Malikov A.G., Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu., Chayka A.A. Optimisation of the processes of laser, microplasma and hybrid laser-microplasma welding of aluminium alloys // Welding International. 2016. Vol. 30, Iss.12. P.957-961.
4. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Комплексное исследование лазерной сварки высокопрочного сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 3 (42). С. 9-16.
5. Аннин Б.Д., Фомин В.М., Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Влияние Mg и Cu на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов // Прикладная механика и техническая физика. 2017. Т. 58, № 5 (345). С. 208-217.
6. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов В.В., Клочков Г.Г., Скупов А.А. Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 9-18.
7. Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Влияние предварительной пластической деформации на прочность лазерного сварного соединения алюминиево-литиевого сплава 1420 // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 5. С. 19-24.

8. Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2018. Т. 20, № 2. С. 50-62.
9. Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Аннин Б.Д. Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // *Прикладная механика и техническая физика*. 2018. Т. 59, № 5 (351). С. 191-199.
10. Оришич А.М., Маликов А.Г., Карпов Е.В., Павлов Н.А., Месенцова И.С. Влияние термической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li // *Прикладная механика и техническая физика*. 2018. Т. 59, № 3 (349). С. 203-212.
11. Malikov A.G., Orishich A.M. Laser welding of the high-strength Al–Cu–Li alloy // *The International journal of advanced manufacturing technology*. 2018. Vol. 94, № 5-8. P. 2217-2227.
12. Orishich A.M., Malikov A.G., Karpov E.V. Analysis of the effect of the thermomechanical processing on the laser weld joint of aluminum alloys of Al–Mg–Li and Al–Cu–Li // *Procedia CIRP*. 2018. Vol. 74. P. 442-445.
13. Оришич А.М., Маликов А.Г. Получение высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // *Фотоника*. 2019. Т. 13, № 4. С. 356-367.
14. Malikov A.G., Orishich A.M., Golyshev A.A., Karpov E.V. Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 41. P. 101-110.
15. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ключков Г.Г. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 31-39.
16. Malikov A., Orishich A., Bulina N., Karpov E., Sharafutdinov M. Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al–Mg–Li alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 765. Art. 138302 (8 p.).
17. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A. Study of the structure and phase composition of laser welded joints of Al–Cu–Li alloy under different heat treatment conditions // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019. Vol. 104, № 9-12. P. 4313-4324.
18. Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Влияние термомеханической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминийлитиевых сплавов, содержащих Mg и Cu // *Механика композиционных материалов и конструкций*. 2019. Т. 25, № 3. С. 394-400.
19. Malikov A.G., Orishich A.M., Karpov E.V., Vitoshkin I.E. Control of the mechanical properties and microstructure of laser welded joints of the aluminum alloy V-1461 after heat treatment // *Materials physics and mechanics*. 2020. Vol. 43, № 1. P. 1-10.
20. Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Аннин Б.Д. Влияние термообработки на разрушение сварного соединения авиационного сплава системы Al–Cu–Li

при различных температурах // Прикладная механика и техническая физика. 2020. Т. 61, № 1 (359). С. 91-101.

21. Malikov A.G., Karpov E.V., Orishich A.M. Effect of temperature on the fracture behaviour of heat-treated Al–Cu–Li alloy laser welds under low-cycle fatigue loading // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 2020. Vol. 43, № 6. P. 1250-1261.
22. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., Bulina N., Karpov E., Gutakovskii A., Batsanov S., Ancharov A., Tabakaev R. Effect of the structure and the phase composition on the mechanical properties of Al–Cu–Li alloy laser welds // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 809. Art. 140947 (16 p.).
23. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., Karpov E., Ancharov A. Effect of post-heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded Al–Cu–Mg alloy // Journal of Manufacturing Processes. 2021. Vol. 64. P. 620-632.

### **В сборниках трудов конференций**

1. Оришич А.М., Маликов А.Г. Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 [Электронный ресурс] // Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов: материалы [Всероссийской] конференции, посвященной 110-летию со дня рождения д.т.н. М.В. Поплавко-Михайлова (25.09.2014 г.). М: ВИАМ, 2015. С. 1-11. CD-ROM.
2. Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н. Исследование процесса лазерной сварки высоколегированных алюминиевых сплавов // Взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине: доклады VI Всероссийской конференции (Новосибирск, 24 – 27 марта 2015 г.): Т. II. Новосибирск: Параллель, 2015. С. 57-60.
3. Иванова М.Ю., Маликов А.Г. Исследование микроструктуры сварных соединений после термообработки, высокопрочного алюминиевого сплава В-1469 // Наука. Технологии. Инновации (НТИ-2016) : сб. науч. трудов: в 9 ч. (Новосибирск, 05–09 дек. 2016 г.). Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2016. Ч. 3. С. 126-127.
4. Malikov A.G., Ivanova M.Yu. High-strength laser welding of aluminum-lithium scandium-doped alloys // International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures 2016 (Tomsk, Russia 19–23 Sept., 2016): AIP Conference Proceedings. S.l.: 2016. Vol. 1783. Art.020148.
5. Месенцова И.С., Павлов Н.А., Маликов А.Г. Оптимизация процесса лазерной сварки и последующей постобработки сварного шва алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li для получения высокопрочных неразъемных соединений // Наука. Технологии. Инновации (НТИ-2017): сб. науч. трудов: в 10 ч. (Новосибирск, 04–08 дек. 2017 г.). Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2017. Ч. 3. С. 203-205.
6. Malikov A.G., Orishich A.M. Properties of welded joints in laser welding of aeronautic aluminum-lithium alloys // Proceedings of SPIE : XXI International Symposium on High Power Laser Systems and Applications 2016 (Austria, Gmunden, 5–9 Sept., 2017). S.l.: 2017. Vol. 10254. Art. 1025418 (5 p.)
7. Malikov A.G., Golyshev A.A., Ivanova M.Yu. Influence of scandium on the microstructure and strength properties of the welded joint at the laser welding of aluminum-

- lithium alloys // Proceedings of the XXV Conference on High-Energy Processes in Condensed Matter (HEPCM 2017): Dedicated to the 60th anniversary of the Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS (Russia, Novosibirsk, 5–9 Jun., 2017) : AIP Conference Proceedings. S.l.: AIP Publishing, 2017. Vol. 1893, No. 1. Art. 030005.
8. Malikov A.G. Thermomechanical treatment of welded joints of aluminum-lithium alloys modified by scandium // International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures (AMHS'17) (Russia, Tomsk, 9–13 Oct., 2017) : AIP Conference Proceedings / Eds. V.E. Panin, S.G. Psakhie, V.M. Fomin. S.l.: AIP Publishing, 2017. Vol. 1909, No. 1. Art. 020132.
  9. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Влияние высокотемпературного воздействия на микроструктуру и фазовый состав алюминиевого сплава 1424 при лазерном облучении // Химия твердого тела и функциональные материалы : сб. тез. докл. Всерос. конф. с междунар. участием; 12 Всерос. симп. с междунар. участием (Санкт-Петербург, 21–27 мая 2018 г.). СПб, 2018. С. 173.
  10. Orishich A.M., Malikov A.G., Bulina N.V., Annin B.D., Karpov E.V. Analysis of Mg effect on the strength characteristics of welded joints for aluminum alloys // XIX International Conference on the Methods of Aerophysical Research (ICMAR 2018) (Novosibirsk, Russia, 13–19 Aug., 2018) : AIP Conference Proceedings. S.l.: 2018. Vol. 2027 No. 1. Art. 030061 (4 p.).
  11. Orishich A. M., Malikov A. G., Mesenzova I. S., Pavlov N. A., Karpov E. V. Obtaining high-quality welded joints of aluminum alloys 1420 and 1424 made by laser welding and post heat treatment // AIP Conference Proceedings : Proceedings of the Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. S.l.: AIP Publishing, 2018. Vol. 2051. Art. 020218 (4 p.).
  12. Malikov A.G., Orishich A.M., Karpov E.V., Sandalov E. Increase of the elasticity and strength of the welded joints for the Al–Mg–Li alloy made by the laser welding by means of the thermal-mechanical processing // Defect and Diffusion Forum : 13th International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM 2018) (St. Petersburg, Russia, 19–22 Aug., 2018). S.l.: Trans Tech Publications Ltd, 2018. Vol. 385. P. 385-390.
  13. Malikov A.G., Orishich A.M. Influence of thermal processing on the structural and phase content of high-strength laser welded joints of the aluminum alloy system Al–Mg–Li // Journal of Physics: Conference Series. S.l.: IOP Publishing, 2018. Vol. 1128, No. 1. Art. 012053 (6 p.)
  14. Malikov A.G., Orishich A.M., Karpov E.V. Low-Cycle tensile tests of laser welded joints of aluminum-lithium alloys at increased and reduced temperatures // AIP Conference Proceedings : Proceedings of the Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures. S.l.: AIP Publishing, 2018. Vol. 2051. Art. 020185 (4 p.).
  15. Drozdov V.O., Orishich A.M., Malikov A.G., Karpov E.V., Pavlov N.A., Mesenzova I.S. Investigation of the influence of thermal processing on the structure and mechanical properties of a permanent joint of alloy 1420 obtained by laser welding // AIP Conference Proceedings: Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2018). S.l.: AIP Publishing, 2018. Vol. 2053. Art. 030011 (4 p.).

16. Malikov A.G., Orishich A.M., Karpov E.V., Vitoshkin I.E. Complex investigation of the mechanical properties and structural-phase composition of high-strength laser welding connections of the aluminum alloy 1420 // AIP Conference Proceedings : International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures (Tomsk, 1–5 Oct. 2019). S.l.: IOP Publishing, 2019. Vol. 2167. Art. 020216.
17. Malikov A.G., Orishich A.M., Karpov E.V., Bulina N.V. Influence of copper on the phase composition and strength of laser-welded connections // Journal of Physics: Conference Series : XVI All-Russian Seminar with international participation "Dynamics of Multiphase Media" (Novosibirsk, 30 Sept. – 5 Oct. 2019). S.l.: IOP Publishing, 2019. Vol. 1404. Art. 012029 (7 p.).
18. Malikov A.G., Orishich A.M., Bulina N.V. Influence of thermal treatment on the phase transitions of high-strength laser welding joints of aluminium-lithium alloys // Journal of Physics: Conference Series. S.l.: IOP Publishing, 2019. Vol. 1359. Art. 012046 (6 p.).
19. Malikov A., Orishich A., Karpov E., Vitoshkin I. Laser welding of aluminium alloys for the aircraft industry // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering : International Conference on Welding in Russia : State-of-the-Art and Perspectives, WR-2019 (Tomsk, 3–7 Sept. 2019). S.l.: IOP Publishing, 2019. Vol. 681, No. 1. Art. 0120299 (7 p.).
20. Карпов Е.В., Маликов А.Г., Оришич А.М. Влияние термомеханической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминийлитиевых сплавов, содержащих Mg и Cu // XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики (Уфа, 19–24 авг. 2019 г.) : сб. тр. в 4 т. Т. 3 «Механика деформируемого твердого тела». Уфа: РИЦ БашГУ, 2019. С. 1192-1194.
21. Маликов А.Г., Оришич А.М., Булина Н.В. Влияние термообработки на фазовые переходы высокопрочных лазерных сварных соединений алюминий-литиевого сплава // Теплофизика и физическая гидродинамика: IV Всерос. науч. конф. с элементами шк. молодых ученых (Ялта, 15–22 сент. 2019 г.) : тез. докл. Новосибирск: Б. и., 2019. С. 110.
22. Маликов А.Г., Оришич А.М., Карпов Е.В. Комплексное исследование механических свойств и структурно-фазового состава высокопрочных лазерных сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1420 // Сварка в России–2019: современное состояние и перспективы : междунар. конф., посв. 100-летию со дня рождения Б.Е. Патона (Томск, 3–7 сент. 2019 г.) : тез. Томск: Б. и., 2019. С. 175-176.
23. Маликов А.Г., Оришич А.М., Карпов Е.В. Комплексное исследование механических свойств структурно-фазового состава высокопрочных лазерных сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1420 // Сварка в России-2019: современное состояние и перспективы (Томск, 3–7 сент. 2019 г.): тез. докл. междунар. конф., посвящен. 100-летию со дня рожд. Б.Е. Патона. Томск: СТТ, 2019. С. 175-176.
24. Маликов А.Г., Оришич А.М., Карпов Е.В., Витошкин И.Е. Управление механическими свойствами и микроструктурой лазерных сварных соединений алюминий-литиевого сплава В-1461 за счет термообработки // Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТТ-2019), (Санкт-Петербург, 25-

28 июня 2019 г.) : тез. докл. междунар. конф. СПб.: Санкт-Петербург. политехн. ун-т Петра Великого, 2019. С. 28.

25. Malikov A.G., Orishich A.M. Influence of structural and phase composition on mechanical characteristics of laser welded joints of aluminium-lithium alloys // Journal of Physics: Conference Series : 5 All-Russian Scientific Conference Thermophysics and Physical Hydrodynamics with the School for Young Scientists (TPH-2020), (Yalta, 13-20 Sept. 2020). S.l.: IOP Publishing, 2020. Vol. 1675. Art. 012055 (7 p.).
26. Маликов А.Г., Оришич А.М. Получение высокопрочных лазерных сварных соединений термоупрочняемых алюминиево-литиевых сплавов // Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций: XIV Междунар. конф. (Екатеринбург, 9–13 нояб. 2020 г.): сб. материалов. Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2020. С. 5.
27. Маликов А.Г., Оришич А.М. Структурно-фазовый состав и механические характеристики лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии (Томск, 5–9 окт. 2020 г.) : тез. докл. междунар. конф., посв. 90-летию со дня рожд. основателя и первого директора ИФПМ СО РАН ак. В.Е. Панина в рамках междунар. междисциплинар. симпозиума «Иерархические материалы: разработка и приложения для новых технологий и надежных конструкций». Томск: Нац. исслед. Том. гос. ун-т, 2020. С. 592.

Ответственный за выпуск А.Г. Маликов

Подписано в печать 20.09.2021

Формат бумаги 60 × 84/16, Усл. печ. л. 2.5,  
Уч.-изд. л. 2.0, Тираж 150 экз., Заказ № 12

Отпечатано в типографии ООО «Параллель»  
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1

