

На правах рукописи

**СОЛОВЬЕВА Юлия Борисовна**

**РАЗРАБОТКА КРИОМЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ  
АВИАЦИОННОГО СПЛАВА В95**

**Специальность 05.16.01**

**«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»**

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Москва - 2020 г.

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки  
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии  
наук

**Научный руководитель:**

Доктор физико-математических наук,  
Руководитель группы высоковольтной микроскопии  
ИМЕТ РАН

Ермишкин В.А.

**Официальные оппоненты:**

Доктор технических наук, профессор,  
Заведующий кафедрой «Материаловедение  
и технологии материалов» СамГТУ

Муратов В.С.

Кандидат технических наук,  
Главный научный сотрудник АО «НПО «ЦНИИТМАШ»

Кунавин С.А.

**Ведущая организация: АО «Композит»**

Защита диссертации состоится « 05 » ноября 2020 года в 14 ч. 00 мин на заседании диссертационного совета Д.002.060.01, созданного на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский проспект, д.49, БКЗ

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН, а также на официальном сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и на сайте ВАК <http://vak.ed.gov.ru>.

Автореферат разослан «    » \_\_\_\_\_ 2020 года

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
доктор технических наук, профессор



Блинов В.М.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

В работе разработана комплексная технология упрочнения высокопрочного алюминиевого сплава В95 (закалка, механическая обработка в криогенных средах с последующим старением), с помощью метода фотометрического анализа структурных изображений разработана методика оценки трещиностойкости с учетом реального структурного состояния материала

### Актуальность работы

Современные тенденции развития авиационной техники связаны с применением все более сложных технологий обработки конструкционных алюминиевых сплавов для достижения более высоких значений удельной прочности, в том числе и с применением экстремальных режимов обработки. Следует отметить, что для высокопрочных материалов существует ограничение, связанное с повышением вероятности хрупкого разрушения, которая растет по мере повышения общего запаса внутренней энергии. Поэтому при оценке разрушения высокопрочных алюминиевых сплавов особое внимание уделяется трещиностойкости, так как эта характеристика является наиболее структурно чувствительной и может служить критерием, ограничивающим применение высокопрочных материалов. Повышение трещиностойкости алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Cu-Mg при сохранении их высокопрочного состояния остается актуальной задачей современного материаловедения.

Стандартные методы оценки трещиностойкости основаны на подходах линейной механики разрушения (ЛМР), которая в качестве критерия использует коэффициент интенсивности напряжений, через который выражаются характеристики локального напряженного состояния. По существу, стандартные методы формулируют предельные условия равновесия макроскопических тел с трещинами заданной геометрии, размерами и ориентацией, т.е. решают прямую задачу определения макроскопических характеристик разрушения для оценки микроскопических локальных напряжений. При этом материал рассматривается как бесструктурная изотропная среда, а его свойства усреднены в масштабах испытываемого образца.

Развиваемый в работе метод оценки трещиностойкости с использованием фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) решает обратную задачу, т.е. с помощью оценки компонентов локального напряженного состояния в окрестностях фронта трещины можно определить макроскопические характеристики разрушения коэффициента интенсивности напряжений. При этом рассматривается локальная структура материала в непосредственной близости от фронта трещины. Это дает возможность рассмотреть микро-механизмы разрушения, кинетику процесса разрушения и траектории развития трещин.

Существующая практика оценки суммарного эффекта упрочнения от действия его различных механизмов основана на принципе линейной аддитивности, который

дает неправильное представление о суммарном эффекте механизмов упрочнения, так как вклад отмеченных механизмов не учитывает доли характерных объемов, в которых проявляется действие этих механизмов. В диссертационной работе предложен метод с использованием ФАСИ, который позволяет оценить структурную однородность материала, определить характерные структурные составляющие и их парциальные прочности с учетом их объемных долей.

**Цель работы** – разработать комплексную технологию упрочнения высокопрочного алюминиевого сплава системы Al-Zn-Cu-Mg (B95) и оценить его прочностные свойства и трещиностойкость с учетом структурного состояния материала с применением методов ФАСИ.

Сплав B95 относится к широко распространённым высокопрочным конструкционным материалам для изготовления тонколистовых конструкций в самолетостроении и обладает высокой прочностью, достаточным запасом пластичности и вязкостью разрушения. В отношении среднепрочных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg эффективность криомеханической обработки (КМО) неоднократно подтверждена в работах Гиндина И.А.. Авторским коллективом ГВЭМ ИМЕТ РАН были разработаны упрочняющие технологии КМО для сплавов Zr-1%N, ВТ-5, ВТ-14 и сталей 20 и 7ГСА. В связи с изложенным, представлялось целесообразным опробовать упрочнение сплава B95 с помощью КМО, оценив при этом влияние структуры на трещиностойкость, используя фотометрический анализ структурных изображений ФАСИ.

#### **Основные задачи работы:**

1. Разработать комбинированную технологию упрочнения высокопрочного сплава B95, включающую закалку, низкотемпературную деформацию и последующее старение;
2. Разработать методику оценки трещиностойкости с использованием ФАСИ на малогабаритных образцах по данным микроскопических исследований;
3. Разработать способ оценки условий зарождения трещины в высокопрочном сплаве B95;
4. Исследовать возможность повышения коэффициентов интенсивности напряжения (КИН) с помощью покрытий, дающих эффект упрочнения посредством изменения условий выхода дислокаций на поверхность;
5. Разработать методику оценки суммарного эффекта упрочнения с учетом вклада отдельных структурных составляющих.

#### **Научная новизна работы**

1. Исследовано влияние криомеханической обработки (КМО) на структуру, механические свойства и трещиностойкость алюминиевого сплава B95 системы Al-Zn-Cu-Mg. Установлено, что разработанная КМО (Закалка при 460 °С с выдержкой в

течение 30 минут + сжатие на 0,4% при -196 °С + старение при 45 °С в течение 30 минут) повышает предел прочности сплава не менее чем на 10% ( $\sigma_B = 1170$  МПа), по сравнению с производственной технологией (горячая прокатка после закалки при 460 °С с выдержкой в течение 10ч и + двухступенчатое старение при 123°С в течение 24ч и при 165°С в течение 18ч ( $\sigma_B = 1078$  МПа)), с одновременным повышением трещиностойкости не менее чем на 26% ( $K_{Ic} = 18,5$  МПам<sup>0,5</sup>) и локальной трещиностойкости более чем в 2 раза ( $K_{Ic} = 115$  МПам<sup>0,5</sup>), что достигается в результате формирования мелкофрагментированной ячеистой дислокационной структуры с мелкодисперсными выделениями фаз MgZn<sub>2</sub> и CuAl<sub>2</sub> на дислокациях при старении.

2. Установлено, что характеристики прочности и трещиностойкости сплава В95 после КМО превосходят аналогичные характеристики, достигнутые на различных этапах выполнения КМО (в исходном состоянии, после закалки и низкотемпературной деформации).

3. Получены оценки КИН на малогабаритных образцах сплава В95, упрочненных по технологии КМО по данным микроскопических измерений с помощью ФАСИ, близкие по значению к КИН, определенные стандартным методом линейной механики разрушения (ЛМР): для ФАСИ  $K_{Ic} = 51,32$  МПам<sup>0,5</sup> для ЛМР  $K_{Ic} = 49,12$  МПам<sup>0,5</sup>.

4. Разработан и экспериментально проверен метод изучения кинетики развития разрушения сплава В95 по данным ФАСИ, совмещающий измерения длины трещины и ее раскрытия посредством измерения площади, охваченной контуром трещины.

5. Доказана возможность повышения трещиностойкости сплава В95 с помощью тонких покрытий титана до  $K_{Ic} = 32,8$  МПам<sup>0,5</sup> по сравнению трещиностойкостью после криомеханической обработки ( $K_{Ic} = 18,5$  МПам<sup>0,5</sup>) за счет образования упрочняющих фаз TiAl<sub>3</sub>.

6. Разработан метод количественной оценки интегральной прочности многокомпонентного сплава В95 с учетом объемных долей материала, подверженных действию различных механизмов упрочнения.

### **Практическая значимость работы**

1. Изучены особенности структурного и механического поведения сплава В95 после криомеханической обработки, включающей упрочняющую термическую обработку и пластическую деформацию в криогенных средах.

2. Показана и подтверждена возможность подбора параметров режимов упрочнения для каждой стадии КМО с помощью ФАСИ.

3. Доказана возможность применения неразрушающего метода ФАСИ для оценки степени поврежденности натуральных изделий в процессе эксплуатации.

4. Выявлен эффект локального повышения прочности и трещиностойкости сплава В95 на образцах, прошедших криомеханическое упрочнение.

5. Выявлен эффект локального повышения прочности и трещиностойкости сплава В95 на образцах с тонким покрытием титана и меди.

**На защиту выносятся** следующие научные положения:

1. Закономерности структурных и фазовых изменений в закаленном сплаве В95 в процессе криомеханической обработки в интервале степеней деформации  $\varepsilon \sim 0,3 \dots 0,4$

2. Комплекс механических свойств и трещиностойкости сплава, после ТМО, включающей закалку, криомеханическую обработку и старение.

3. Бесконтактный метод оценки трещиностойкости, энергии зарождения трещин для сплава В95

4. Метод оценки трещиностойкости с использованием малогабаритных образцов по схеме нагружения внедрением клина в надрез.

5. Бесконтактный метод оценки парциальной прочности сплава В95.

### **Апробация работы**

Результаты работы докладывались и обсуждались на 10 конференциях и семинарах: на XXII Международной научно-технической конференции «Машиностроение и техносфера XXI века», Севастополь, 2015г., VI Международной конференции «Деформация и разрушения материалов и наноматериалов», Москва, 2015г., V Всероссийской конференции «Безопасность и живучесть технических систем», Красноярск, 2015г., VIII Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур», Москва, 2016г., Втором междисциплинарном молодежном научном форуме с международным участием «Новые материалы», Сочи, 2016г., XXIII Международной научно-технической конференции «Машиностроение и техносфера XXI века», Севастополь, 2016г., XIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов", Москва, 2016г., XXIV Международной научно-технической конференции «Машиностроение и техносфера XXI века», Севастополь, 2017г., Третьем междисциплинарном молодежном научном форуме с международным участием «Новые материалы», Москва, 2017, XXV международной научно-технической конференции «Машиностроение и техносфера XXI века», Севастополь, 2018г.

**Публикации.** Результаты работы представлены в 14 публикациях, в том числе в 1-й статье в зарубежных журналах, 5 статьях в ведущих рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК ДНР, 2 статьях в ведущих рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ.

**Личный вклад автора** состоит в систематизации литературных данных, проведении комплекса экспериментальных исследований и трещиностойкости, электронно-микроскопических исследований, разработки методики построения кривых растяжения исследуемого материала по данным испытаний на сжатие,

совместно с руководителем разработки метода определения КИН на малогабаритных образцах с надрезом, нагружаемых по схеме внедрения клина, разработки методики анализа результатов методом ФАСИ в условиях эксперимента IN SITU, методики оценки кинетики развития разрушения по данным анализа ФАСИ, статистической обработке, анализе и научном обосновании полученных результатов.

**Объем работы.** Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, основных выводов, приложения и списка цитируемой литературы, включающего 139 наименований. Диссертация содержит 109 страниц, в том числе 38 рисунков, 18 таблиц и 1 приложения.

### СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы исследования, описана степень ее разработанности, сформулированы цель и задачи диссертационной работы, показана научная новизна, теоретическая и практическая значимость полученных результатов, описаны подходы и методология исследования, приведены основные положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация результатов.

В **первой главе** приведены механизмы упрочнения материалов, проанализированы данные литературы об упрочняющих технологиях обработки, применяемых к высокопрочным алюминиевым сплавам, влияния структурного состояния на прочностные свойства и трещиностойкость высокопрочных сплавов, обоснован выбор вязкости разрушения, как важнейшего критерия отбора высокопрочных материалов и описаны способы его оценки в рамках линейной механики разрушения, проанализированы ограничения существующих подходов к оценке трещиностойкости.

Во **второй главе** описаны метод получения, обработки и исследования использованного в работе материала, способы оценки механических свойств и методы оценки трещиностойкости в рамках макро-подхода (подход линейной механики разрушения - ЛМР) и разработанного микро-подхода (подход физики прочности) на базе применения метода фотометрического анализа структурных изображений.

В качестве объекта исследования использовали горячекатаный лист (толщиной 6 мм) алюминиевого сплава В95, который применяется для изготовления ответственных деталей самолета. Химический состав сплава В95 (вес. %): 0,5 Si; 0,5Fe; 1,4-2,0 Cu; 0,2-0,6 Mn; 1,8-2,8 Mg; 0,1-0,25Cr; 5,0-7,0 Zn; 0,05 Ti; остальное Al.

Криомеханическая упрочняющая обработка включала в себя следующие этапы:

1. Закалка - 450°C, 30 мин, охлаждение в воде проводилась в вакууме с использованием вакуумированных кварцевых ампул.

2. Низкотемпературная деформация (НТД) – сжатие на 0,3% (P=7 тонн) и 0,41% (P=9,5 тонн), в среде жидкого азота - 196°C. Сжатие производилось на специально

изготовленной оснастке с пуансоном  $\varnothing = 12$  мм на гидравлическом прессе Knuth.

3. Низкотемпературное старение при  $45^\circ\text{C}$ , время выдержки 30 мин.

4. Нанесением PVD покрытий из титана и меди толщиной 15 - 20 мкм на образцы В95 (для получения в составе покрытия соединения  $\text{TiAl}_3$ ) на вакуумном универсальном посту ВУП – 5). Параметры нанесения:  $I=30\text{A}$ , время выдержки - 30 мин (для меди),  $I=60\text{A}$ , время выдержки - 20 мин (для титана).

Часть образцов сплава В95 была подвержена отжигу для снятия упрочняющего эффекта, полученного после производственной технологии обработки. Отжиг проводился при  $450^\circ\text{C}$  в течение 40 мин, образцы закладывались в нагретую печь.

После каждого этапа обработки образцы испытывались на комплекс механических свойств и трещиностойкость. Все испытания проходили при комнатной температуре.

#### Определение стандартных механических свойств

Механические свойства сплава определяли в условиях сжатия по ГОСТ 25.503-97 на миниатюрных образцах (рис. 1, тип I) с размерами  $5 \times 5 \times 6$  мм<sup>3</sup> и в условиях растяжения по ГОСТ 1497-84 на плоских образцах лопаточного типа (рис. 1, тип II) с размерами:  $L_1 = 120$  мм,  $L_2 = 70$  мм,  $B = 20$  мм,  $b = 6$  мм,  $R = 5$  мм на механической машине «Инстрон-3382».

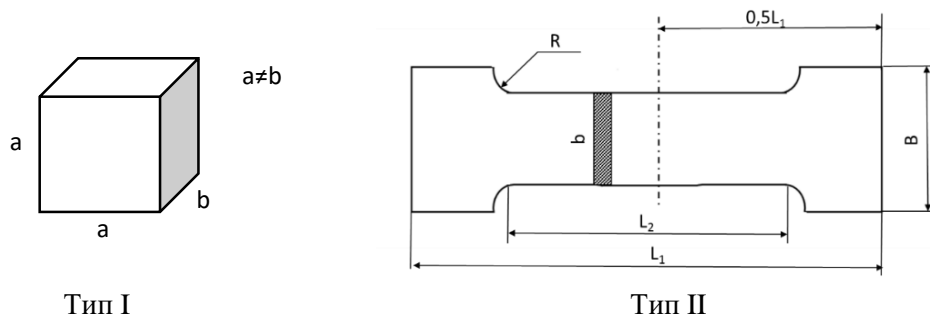


Рисунок 1 – Образец для испытаний на сжатие (Тип I) плоский образец для испытаний на растяжение (Тип II)

После определения условного напряжения  $\sigma_U$  и деформации  $\epsilon_U$  при сжатии, эти величины были переведены в истинные  $\sigma_i$  и  $\epsilon_i$ .

#### Исследование структуры и фазового состава

Исследования структуры и фазового состава образцов в исходном состоянии, после закалки и после криомеханической обработки проводили на электронном микроскопе JEOL JCM-6000 при ускоряющих напряжениях 15 кВ, рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 100 – 1000 крат, и на электронном микроскопе Tescan Mira LMU с ЭДС анализатором Oxford instr. X-MAX50 при ускоряющих напряжениях 10-20 кВ, рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 100 – 10000 крат.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе AxioImager CarlZeiss, рабочее разрешение микроскопа составляло 50 - 1000 крат.

Для изучения состояния твердого раствора на основе алюминия использовали



методы рентгеноструктурного анализа (прибор ДРОН-7).

Плотность мелких включений сплава В95 для всех состояний (исходное, закалка, КМО) определялась с помощью ФАСИ через подсчет размеров и количества окрашенных пикселей (в совокупности площади включений, характерных для структурных составляющих выделений для выбранной площади). Плотность крупных включений, входящих в состав сплава, определяли металлографическим методом по ГОСТ 1778-70.

#### Определение вязкости разрушения

Определение вязкости разрушения исследуемого сплава производилось на образцах двух типов:

1. Стандартный прямоугольный образец с краевой трещиной на внецентренное растяжение (рис. 2 (а)) с размерами:  $W = 52$  мм;  $a = 34$  мм;  $t = 5,9$  мм;  $\delta = 0,32$  мм. Для создания концентратора напряжений в виде краевой трещины по вертикальной оси симметрии с помощью электроискровой (ЭИЛ) резки был нанесен надрез шириной 0,4 мм и длиной 4 мм.

2. Образцы в виде квадратов со сторонами  $20 \times 20$  мм<sup>2</sup> и с толщиной 6 мм, по оси симметрии которых был нанесен ЭИЛ надрез шириной 0,4 мм и длиной 4 мм (рис. 2 (б)). У начала надреза снимались фаски с катетом 0,2 мм. Образцы нагружались путем внедрения клина в надрез.

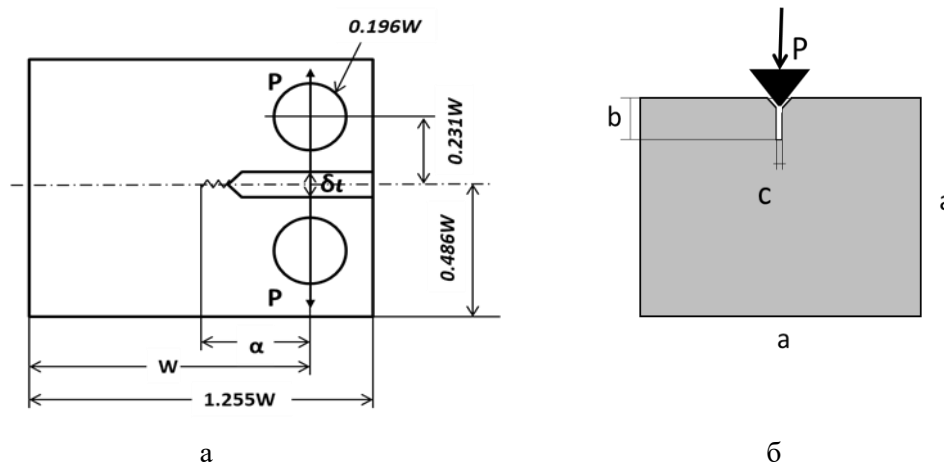


Рисунок 2 – Прямоугольный компактный образец с краевой трещиной на внецентренное растяжение

Нагрузка образцов осуществлялась на испытательной машине типа «Инстрон-3382» со скоростью 1 мм/мин. Размеры и вид надреза для всех типов образцов были рассчитаны исходя из основных требований линейной механики разрушения. Для определения размеров пластической зоны используется равенство:

$$b_{0,2} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1)$$

После нахождения  $r$ , проверяется выполнение равенства  $r \leq 0,02a$

Для оценки  $K_{Ic}$  были выбраны самые жесткие условия разрушения: условия плоской деформации при нормальном отрыве (мода I). Выполнение условий плоской

деформации проверялись по соотношению:

$$B \geq 2,5 \left( \frac{K_{1c}}{b_T} \right)^2 \quad (2)$$

где  $B$  – толщина образца;  $K_{1c}$  – параметр вязкости разрушения;  $b_T$  – предел текучести.

Результаты измерения трещиностойкости для обоих типов образцов проверялись на корректность по методу секущей (оценка достоверности значений  $K_{1c}$  по Дж. Нотту).

#### Методы расчета коэффициентов интенсивности напряжений

Расчет коэффициентов интенсивности напряжений производился двумя методами:

1. Стандартным методом ЛМР через формулу:

$$K_I = \frac{P}{Wt^{1/2}} \cdot f(\alpha) \quad (3)$$

где  $P$  – приложенная нагрузка при страгивании трещины,  $t$  – толщина образца,  $W$  – расстояние от края образца для оси приложения нагрузки,  $\alpha = a/W$ ,  $f(\alpha)$  – функция, значения которой определяются по формуле:

$$f(\alpha) = (2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)(1 - \alpha)^{-3/2} \quad (4)$$

2. Методом ФАСИ по формуле:

$$K_I = \sigma_c \cdot \sqrt{2\pi r} \quad (5)$$

где:  $\sigma_c$  – напряжение деформации в момент старта трещины;  $r$  – расстояние от фронта трещины до точки, в которой меряется напряжение.

Для проверки результатов по определению трещиностойкости в условиях отрыва в АО «НПО «ЦНИИТМАШ» были проведены независимые испытания на идентичных образцах, испытанных и проанализированных по ГОСТ 25.506-85. Результаты проведенных испытаний полностью подтвердили соответствие полученных в настоящей работе результатов.

#### Особенности метода ФАСИ по сравнению со стандартными методами ЛМР

Метод ФАСИ заключается в том, что в отличие от стандартных методов ЛМР, дает возможность оценить характеристики трещиностойкости с учетом структурного состояния материала.

В основу метода ФАСИ положен сравнительный анализ по дифференциальной схеме видеоизображений и спектров яркости отражения от них, отснятых до начала нагружения и в заданные моменты времени в процессе нагружения с помощью фотометрического анализатора структурных изображений (ФАСИ). Для получения видеоизображений для анализа в процессе нагружения образцов синхронно с ним проводился съемка рабочей поверхности образцов на видеокамеру с последующим анализом видеокадров с заданной периодичностью (10с., 5с., 2с.). То есть определение

вязкости разрушения проводился в условиях эксперимента *in-situ*, когда регистрируется структурное изображение и данные кривой деформирования. Аналоговые оптические методы оценки механических свойств с применением регистрации отражения света от поверхности материала, такие как корреляция цифровых изображений (Digital Image Correlation) и метод спекл-интерферометрии способны экспериментально определить поле деформаций в окрестности трещины за счет исследования линейных и угловых перемещений. По этим данным с помощью метода конечных элементов определяется поле напряжений и значения КИН. Предложенные методы позволяют получить высокую точность данных для численного анализа напряженно деформированного состояния, однако, влияние реальной структуры материала на характеристики прочности и трещиностойкости остается за пределами исследований. На базе ГВЭМ РАН в 2010 г. был разработан бесконтактный метод фотометрического анализ структурных изображений, который позволяет оценить трещиностойкость материала с учетом его структурного состояния. ФАСИ принимает в расчет неоднородность исходного структурного состояния и его эволюцию при нагружения и оценить изменение энергии в результате деформирования, и по этим данным получить характеристики КИН.

Сравнение спектров яркости отражения проводится в координатах «спектральная плотность яркости отражения  $p(I)$  - интенсивность яркости отражения  $I$ ». Под спектральной плотностью понимается отношение числа пикселей с интенсивностью  $I_i$  -  $n(I_i)$  к общему числу пикселей, на которое разбито изображение –  $N$ :

$$p(I) = \frac{n(I_i)}{N} \quad (6)$$

Интенсивность яркости отражения измеряется в условных единицах линейной шкалы, в которой за нуль принято состояние поверхности фрагмента, при котором происходит полное поглощение падающего на него видимого света, а за единицу - ее состояние с полным отражением света от него.

Предварительно на спектрах яркости отражения света до и после деформирования образцов с помощью цветового окрашивания выделяются характеристические интервалы яркости, соответствующие областям особенностей спектра. После окрашивания выделенных интервалов в спектре яркости отражения эти цвета переносятся на изображение фрагмента, с которого был получен соответствующий спектр. Тем самым удается обнаружить те структурные элементы, которые появились в результате внешнего воздействия и которые исчезли при этом, их распределение по размерам и по размещению на плоскости наблюдения.

В качестве количественной меры структурных изменений в исследуемом объекте используется структурная поврежденность ( $D_s$ ) исследуемого материала, вызванная внешним воздействием.

В частности, можно выразить структурную повреждаемость материалов  $D_s$  независимо от причин ее возникновения с помощью формулы:

$$D_s = \frac{D_t - D_o}{D_{max} - D_o} \quad (7)$$

где:  $D_t$  - площадь под спектральной кривой в некоторый промежуточный момент времени испытаний  $t$ , численно равная энергии излучения поверхности,  $D_o$  площадь под спектральной кривой отражения света от исследуемой поверхности до начала испытаний,  $D_{max}$  - площадь под спектральной кривой отражения от образца после испытания. С учетом того, что распространение трещины от надреза сопровождается её раскрытием, в качестве меры развития трещины принято текущее значение площади суммарного раскрытия трещины и надреза. С помощью ФАСИ структурные составляющие материала окрашиваются в соответствии с участками фрагментов, которые они занимают, после чего находятся площади этих фрагментов. По этим данным изучается кинетика структурной эволюции на поверхности разрушаемого фрагмента.

По данным анализа энергии отражения видимого света была разработана методика оценки средних напряжений в области развития трещины. После чего была построена зависимость поврежденности образцов в результате развития трещин в зоне предразрушения от уровня действующих напряжений.

Известно, что энергия излучения твердых тел  $E_e$  связана с их внутренней энергией  $U$  соотношением:

$$E_e = A \cdot U \quad (8)$$

где:  $A$  - коэффициент, характеризующий вероятность спонтанного излучения лучистой энергии твердым телом. Согласно первому закону термодинамики, запас внутренней энергии  $U$  тела определяется его тепловой энергией  $Q$  и работой  $P$ , совершаемой телом ( $Q = \Delta U + P$ ). При этом, запас внутренней тепловой энергии телом  $Q$ , находящимся при температуре можно выразить формулой:

$$Q = C_p \cdot \rho \cdot \Delta T \quad (9)$$

где:  $C_p$  - удельная теплоемкость исследуемого материала,  $\rho$  - его плотность,  $\Delta T$  разность температур, отсчитанная от заданного уровня (комнатная температура принята за базовый уровень).

Площадь под спектральной кривой яркости отражения видимого света от исследуемой поверхности, измеряемая методом ФАСИ по своему физическому смыслу равна энергии излучения твердых тел  $E_e$ , в нашем случае она выражена в условных единицах. Для того, чтобы перевести условные единицы в размерные, необходимо найти переводной коэффициент  $A$ .

Для вычисления коэффициента  $A$  выбиралась область упругого нагружения (случай однородного напряженного состояния). Тогда при постоянной температуре (комнатной) изменение внутренней энергии может изменяться только в результате

приложения нагрузки (упругой энергии). Полагая, что внутренняя энергия деформированного тела в нагруженном и разгруженном состоянии отличается на величину упругой энергии:

$$U_{\sigma} - U_0 = \frac{\sigma^2}{2E} \quad (10)$$

где:  $U_0$  - внутренняя энергия тела в разгруженном состоянии;

$U_{\sigma}$  - внутренняя энергия тела в нагруженном состоянии;

$\sigma$  - действующее напряжение;  $E$  - нормальный модуль исследуемого материала.

Откуда среднее значение напряжений, действующих в исследуемом фрагменте, можно определить из формулы:

$$\sigma = \sqrt{2E\Delta U} \quad (11)$$

Коэффициенты интенсивности напряжений по данным фотометрического анализа вычисляли по формуле:

$$K_I = \sigma_c \cdot \sqrt{2\pi r} \quad (12)$$

где:  $\sigma_c$  - действующее напряжение, соответствующее моменту старта трещины.

**Третья глава** посвящена анализу механических свойств и трещиностойкости сплава В95 после всех режимов обработки, определению энергии зарождения трещины.

### **Стандартные механические свойства сплава В95 для всех режимов обработки**

Исходная состояние сплава В95, полученное путем применения сложной и многоступенчатой производственной обработки (горячая прокатка после нагрева под закалку до 460 °С и выдержки в течение 10 часов + 2-х ступенчатое старение при 123 °С с выдержкой в течение 24 ч. и при 165 °С с выдержкой в течение 18 ч. соответственно) характеризовалось высокими значениями прочности,  $\sigma_{в (ист)} = 1070$  МПа.

Применение отжига при 450 °С в течение 30 минут и закалки в воду способствовали снижению прочностных свойств и повышению пластичных свойств: для отожжённого состояния  $\sigma_{в}$  снизился на 60 % до 427 МПа, для закаленного состояния предел прочности сократился на 36,5% до  $\sigma_{в} = 699$  МПа. Снижение прочностных свойств связано со снятием деформационного и дисперсионного упрочняющих эффектов, полученных после производственной технологии горячей прокатки и двухступенчатого старения.

Применение последующей криомеханической обработки ( $P = 7$  тыс. кг) привело к увеличению прочностных свойств сплава:  $\sigma_{0,2} = 476$  МПа,  $\sigma_{в} = 771$  МПа. Однако, первоначальных значений прочности достичь не удалось.

Таблица 1 - Механические свойства сплава В95 после различных режимов обработки при комнатной температуре

№	Обработка образца	Номер образца	Описание режима обработки	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
1	Производственная (исходное состояние)	1	Горячая прокатка после закалки ( $T=460$ °С, $t=10$ ч) + 2-х ступенчатое старение (I- $T=123$ °С, $t=24$ ч, II - $T=165$ °С, $t=18$ ч)	556	1011	23
2		2		569	1120	33
3		3		417	1078	33
4		4		136	606	5
5	Исходное (растяжение)	1		331	531	13
6		2		327	529	14
7	Отжиг	1	$T = 460$ °С с выдержкой в течение 40 минут	200	432	91
8		2		199	418	71
9		3		200	431	68
10		4		200	428	67
11	Закалка	1	Закалка в воду после нагрева до $T = 450$ °С с выдержкой в течение 30 минут	443	623	20
12		2		429	690	23
13		3		413	677	22
14		4		485	727	22
15	КМО (0,3%)	1	Закалка + сжатие на 0,3% ( $P=7$ тонн) при $T = -196$ °С + старение ( $T = 45$ °С, $t=30$ мин.	475	769	23
16		2		476	711	28
17		3		474	771	27
18		4		470	762	27
19	КМО (0,41%)	1	Закалка + сжатие на 0,4% ( $P=9,5$ тонн) при $T = -196$ °С + старение ( $T = 45$ °С, $t=30$ мин.	602	1130	17
20		2		630	1110	16
21		3		645	1170	16
22		4		640	1120	13

Оценка стандартных механических свойств за исключением образцов №5 и 6 проводилась по испытаниям на сжатие с дальнейшим пересчетом в истинные значения  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_b$  при растяжении.

Исправить ситуацию позволило применение повышенной нагрузки прессования ( $P = 9,5$  тыс. кг) при КМО. При этом, наряду с дополнительным упрочнением сплава до  $\sigma_{0,2} = 645$  МПа,  $\sigma_b = 1170$  МПа, наблюдалось снижение пластических свойств сплава до  $\delta = 16\%$ , однако данный уровень пластичности допустим для высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Cu-Mg. Таким образом, экспериментальным путем доказана сильная зависимость эффекта криомеханического упрочнения от степени деформации, а также эффективность криомеханической обработки для повышения стандартных механических свойств сплава В95.

### **Трещиностойкость сплава В95 для исходного состояния. Нахождение условий соответствия для макро и микро-подходов в оценке трещиностойкости**

Оценка трещиностойкости проводилась для всех состояний сплава В95 с использованием подходов линейной механики разрушения (макро-подход и расчет  $K_{Ic}$  методом конечных элементов) и физики прочности (микро-подход, расчет  $K_{Ic}$  через оценку компонентов локального напряженного состояния в окрестностях фронта трещины с помощью метода фотометрического анализа структурных изображений

ФАСИ). Для обоих подходов были найдены условия соответствия, дающие близкие значения КИН ( $K_{Ic}$ ).

На рис. 3 (а) представлен график деформирования образца на внецентренное растяжение в зависимости от стрелы прогиба трещины-надреза. В качестве меры развития трещины принято текущее значение ее площади суммарного раскрытия трещины и надреза, полученное с помощью ФАСИ. На рис. 3 (б) представлена кинетическая кривая развития трещины из надреза и определена стадийность процесса разрушения.

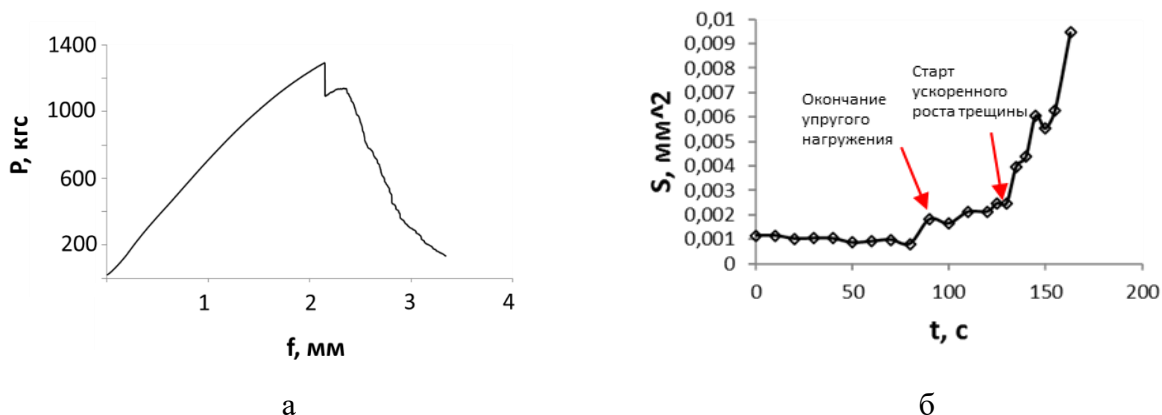


Рисунок 3 - Кривая деформирования образца для внецентренного растяжения сплава В95 в исходном состоянии в зависимости от стрелы прогиба трещины (ФАСИ) (а); кинетические кривые эволюции площадей, занятых структурными составляющими сплава В95 в исходном состоянии (б)

ФАСИ позволило получить величины площадей, в которые были окрашены структурные составляющие материала в исследуемых фрагментах и по этим данным была изучена кинетика структурной эволюции на поверхности разрушаемого фрагмента (рис. 4). Выбранные цвета структурных составляющих соотносятся с цветами на изображении рис. 4 (б).

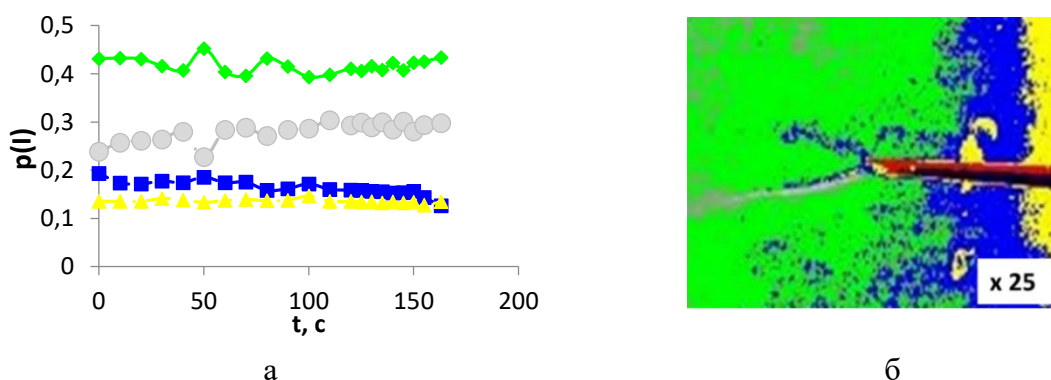


Рисунок 4 - Кинетические кривые эволюции площадей, занятых структурными составляющими сплава В95 в исходном состоянии (а); изображение трещины из вершины надреза в образце сплава В95 в исходном состоянии (160 с) (б)

Для определения поврежденности образцов в результате развития трещин в зоне

предразрушения и уровня действующих напряжений у вершины трещины на поверхности изображений фрагментов выделялись микро-фрагменты с площадью  $\sim 1,44 \text{ мм}^2$  вдоль трех выделенных направлений под углами к горизонтальной оси симметрии образца ( $\alpha = 0^\circ$ ,  $\alpha = 17^\circ$  и  $\alpha = 45^\circ$ ) (рис. 5).

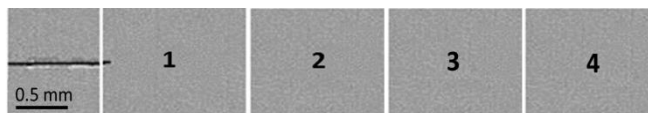


Рисунок 5 - Микрофрагменты поверхности по оси симметрии образца (для  $\alpha = 0^\circ$ )

Первое направление соответствует оси симметрии образца, по которой ориентирован надрез, второе - направлению фактического последующего роста микротрещины от вершины надреза, третье является направлением, в котором касательные напряжений достигают максимальных значений. С помощью ФАСИ были определены энергии, излучаемые поверхностями всех выделенных микрофрагментов.

По этим данным были построены зависимости:  $\sigma = f(t)$ ,  $\sigma = f(r)$  и  $\sigma = f(\alpha)$  для пластической зоны надреза. Максимальное значение напряжений достигается на некотором расстоянии 5,82 мм от фронта надреза. Наличие максимума напряжений с удалением от края трещины подтверждает, что для исследуемой толщины образцов, выполняется условия нагружения, близкие к условиям плоской деформации (описаны Дж. Ноттом). В этом случае полученные значения КИН минимальными, а значит, способны обеспечить корректную оценку  $K_{Ic}$ .

Результаты расчетов КИН, полученные с помощью стандартного метода механики разрушения и с помощью метода ФАСИ представлены в таблице 2.

Таблица 2 - Расчетные значения КИН с помощью ФАСИ и метода механики разрушения

№	Метод оценки	r, мм.	$K_I$ , МПа $\text{м}^{1,2}$
1	ФАСИ	<b>1,165</b>	<b>51,32</b>
2	По формуле $K_I = \sigma_x \cdot \sqrt{2\pi r}$	3,495	92,65
3		5,625	125,65
4		8,155	183,91
5	Стандартный, по формуле $K_I = \frac{P}{tW^{3/2}} \cdot f(\alpha)$		<b>49,12*</b>
6			114,52*

\* что в данном случае применялись нагрузки  $P = 601,78$  и  $656,71$  кгс, соответствующие нагрузке окончания упругой стадии нагружения и нагрузке перехода к стабильному росту трещины.

Значения КИН, полученные по данным ФАСИ (таблица 2), близки к результатам, полученным по стандартному методу определения КИН на соответствующих стадиях развития разрушения



## Определение энергии зарождения трещины и поверхностной энергии для сплава В95 в исходном состоянии

Энергетические условия зарождения трещин в материале реализуются на упругом участке нагружения, когда пластические деформации в материале отсутствуют. Для стандартных методов механики разрушения оценка энергии зарождения трещин недоступна. В рамках механики разрушения получить оценку удельной энергии зарождения трещины можно экстраполировав зависимость энергии распространения трещины от ее длины ( $r$ ) к ее нулевому значению. Ограничив упругий участок нагружения, была построена зависимость КИН от расстояния до фронта надреза  $r$  (рис. 6 (а)). Экстраполяция  $r$  к 0, дает минимальное значения КИН, характеризующие поля напряжения в момент возникновения трещины.

Найденное минимальное значение КИН дает возможность рассчитать энергию зарождения трещины в случае плоской деформации по формуле:

$$G_{pd} = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (13)$$

где:  $K$  – КИН,  $E$ - модуль упругости

В случае применения образцов с надрезом, очевидно, что наличие концентратора создает условия зарождения трещины еще на начальном участке кривой нагружения образца.

Оценка поверхностной энергии  $G_{pd}$  для схемы нагружения Гилмана рассчитывалась по формуле:

$$G_{pd} = 2\gamma S \quad (14)$$

где:  $\gamma$ -поверхностная энергия материала образца,  $S$ -площадь зародившейся трещины.

Кривая нагружения образца в упругой области нагружения представлена на рис. 6 (б).

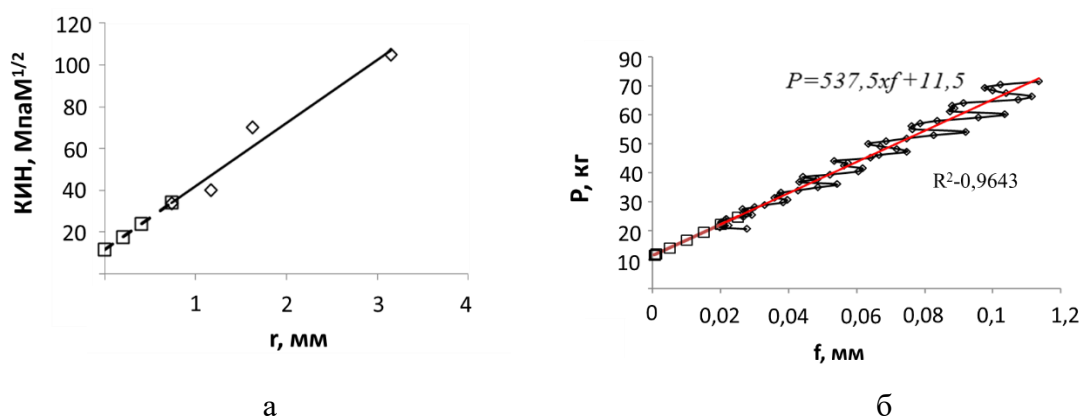


Рисунок 6 – Величина КИН в функции удаленности точки измерения напряжений от фронта трещины (а); кривая нагружения образца в зависимости от стрелы прогиба  $f$ , мм (б);

Колебательный характер изменения нагрузки указывает на тот факт, что в

области упругого нагружения на локальном уровне происходит формирование пластической зоны, которое сопровождается раскрытием надреза и последующим прорыванием пластической зоны микротрещиной. Подрастание трещины происходит в шаговом режиме в условиях увеличения времени формирования пластической зоны и роста нагрузки, необходимой для прорыва этой зоны.

Поверхностная энергия определялась как отношение работы для образования зародыша трещины к удвоенной величине ее площади по формуле:

$$\gamma = \frac{P_{i+1} \cdot f_{i+1} - P_i \cdot f_i}{2b(l_{i+1} - l_i)} \quad (15)$$

где:  $P_i$ ,  $f_i$ ,  $l_i$  –соответственно нагрузка, глубина внедрения клина в надрез, длина трещины на  $i$ -том шаге нагружения,  $b$ - толщина образца. Значения длины трещины вычислялись в предположении ее развития в области упругого поведения образца при малых нагрузках по формуле:

$$l = \left( \frac{3EJ_x}{kP} \right)^{1/3} \quad (16)$$

где:  $J_x$ - момент инерции сечения балки, которая образовалась в образце после нанесения надреза на образец,  $k$ -тарировочный коэффициент, определенный с учетом исходной длины надреза.

В таблице 3 приведены данные для сплава В95, полученные нами и литературные данные по меди.

Таблица 3 - Значения поверхностной энергии для меди и сплава В95.

Металл	Г-поверхностная энергия, эрг/см <sup>2</sup>		Источник
	Расчетный метод Гилмана, плоскость скольжения 110	Эксперимент	
Cu	820	1100 - 1370	Гилман
Al	811,2*	727- 1180	Наст. работа

\*- рассчитан по формуле поверхностной энергии Гилмана

Для получения однозначной оценки поверхностной энергии нужно на начальном участке кривой нагружения (рис.6 (б)) провести линию тренда и для вычисления нагрузок воспользоваться ее уравнением  $P=537,5xf + 11,5$ .

При этом коэффициент детерминации оказался равным  $R^2=0,9643$ , а полученное значение  $\gamma$  находится в диапазоне от 727 до 1180 эрг. см<sup>2</sup>.

Следует отметить, что в литературе существуют большие противоречия между теоретическими оценками поверхностной энергии и результатами их экспериментальных измерений для ГЦК металлов. Это обусловлено фактом, ГЦК металлы обладают высокой энергией дефекта упаковки, при котором дислокации имеют большую возможность к поперечному скольжению, что затрудняет разрушение сколом.

### Определение трещиностойкости сплава В95 после закалки

Сравнительный анализ параметров разрушения в процессе развития трещин

сплава В95 в исходном состоянии и после закалки показал, что по большинству параметров, характеризующих сопротивление разрушению закаленное состояние, превосходит горячедеформированное (таблица 4).

Таблица 4 – Параметры разрушения сплава В95 на стадиях устойчивого и нестабильного роста трещины

Обработка сплава В95	Стадия устойчивого роста трещины			Стадия нестабильного роста трещины		
	Интервал времени, t, с.	$\frac{dS_c}{dt}$ , мм <sup>2</sup> /с	Нагрузка упругая, P <sub>y</sub> , кГ	Интервал времени, t, с.	$\frac{dS_p}{dt}$ , мм <sup>2</sup> /с	Максимальная нагрузка, P <sub>max</sub> , кГ
Исходное	0-166	$9 \cdot 10^{-4}$	602	166-216	$1,6 \cdot 10^{-3}$	1290
Закаленное	0-235	$1,6 \cdot 10^{-3}$	854	235-359	$2 \cdot 10^{-3}$	2255

Это связано с изменением структурного состояния закаленного сплава: с укрупнением зерна до 200 мкм и частичным растворением второй фазы (иллюстрации представлены в главе 4). Согласно барьерному механизму зарождения трещин укрупнение зерна с одной стороны способствует накоплению большего количества дислокаций внутри зерна и увеличению напряжения внутри зерна соответственно, с другой стороны, за счет растворения старых границ зерен, границы новых зерен ослаблены и прорываются дислокациями при меньших значениях напряжений, так как на них пока еще отсутствуют дисперсные выделения. С увеличением роста зерна в закаленном состоянии, увеличивается стадия нестабильного роста трещины и переход к катастрофическому разрушению начинается при больших размерах трещины: возникает пластическая деформация.

### **Определение трещиностойкости сплава В95 после криомеханической обработки и покрытий из титана и меди**

Характер разрушения сплава после криомеханической обработки, и с нанесенными покрытиями из титана и меди оценивался через степень изменения повреждаемости ( $D_s$ ), для которой были построены зависимости  $D_s = f(t)$  и  $D_s = f(r)$ . На рис. 7 показаны зависимости  $D_s = f(r)$ . Из зависимости  $D_s = f(r)$  определяли величину подрастания трещины - надреза для момента, соответствующего переходу к ее нестабильному распространению.

Из рис. 7 (а, б) видно, что после достижения минимума поврежденность материала растет до момента подрастания трещины-надреза до достижения максимума зависимости  $D_s = f(r)$ , после чего впереди вершины надреза начинает формироваться пластическая зона, развитие которой тормозит распространение трещины, до момента достижения минимума на этой зависимости.

Итоговые результаты оценки трещиностойкости для всех состояний сплава В95 представлены в таблице 5

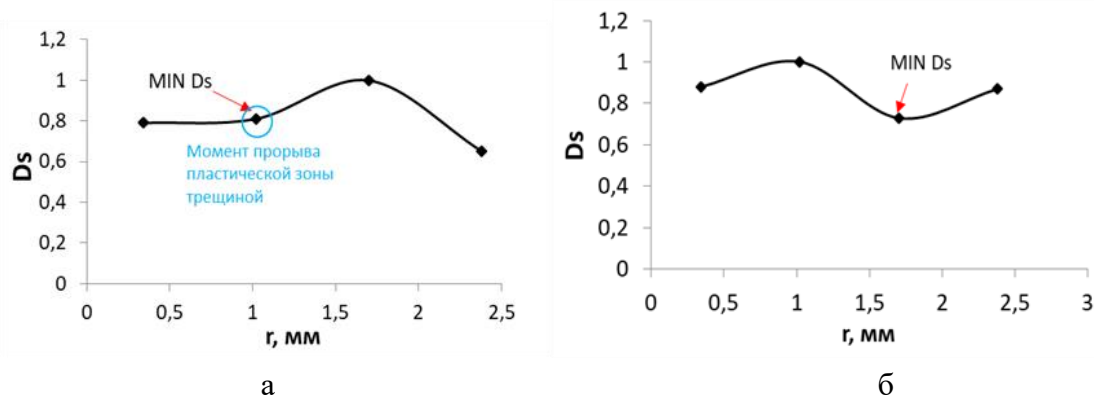


Рисунок 7 - Зависимость поврежденности образца из сплава В95 от расстояния у вершины трещины  $D_s = f(r)$ : после КМО и нанесения покрытия Cu (а); после КМО и нанесения покрытия Ti (б);

Таблица 5 – Расчетные по ЛМР и ФАСИ характеристики КИН

№	Обработка сплава В95	t, с	P, кг	$\Delta l, \text{ мм}$	r, мм	K <sub>1</sub> , МПа <sup>0,5</sup>		
						ЛМР	ФАСИ 1	ФАСИ 2
1	Исходное	13,3	165,6	0,67	0,34	14,71	4,06	40,37
2	Закалка	10	215,45	0,167	0,34	18,9	4,37	50,61
3	КМО + Ст	29,2	207,84	1,77	1,02	18,53	8,6	115,83
4	КМО+ Cu покрытие + Ст	27,2	208,32	1,22	1,7	18,52	13,12	108,32
5	КМО + Ti покрытие + Ст	50	357,22	0,23	2,38	<b>32,8</b>	<b>68,19</b>	<b>143,12</b>

$\Delta l$  - рассчитанное значение приращения длины трещины при первой максимальной нагрузке, соответствующей максимуму  $D_s$ ;  $r$  - расстояние до фронта трещины; ФАСИ 1 - по данным в столбцах  $F$  и  $\Delta l$ , ФАСИ 2 - по данным оценки напряжений, определенных методом ФАСИ и оценкам  $\Delta l$  из зависимости  $D_s=f(r)$ .

Таким образом, выявлено, что образцы, обработанные по технологии криомеханического упрочнения, обладают трещиностойкостью на 26% выше по сравнению с исходным состоянием сплава В95, упрочненным по производственной технологии горячей прокатки и последующего двухступенчатого старения. Локальная трещиностойкость при этом возрастает более чем в 2 раза ( $K_{1c}$  ФАСИ 1, 2). Нанесение покрытий повышает трещиностойкость более чем в 2 раза для трещиностойкости, определенной методами ЛМР и повышает локальную трещиностойкость более чем в 3 раза (ФАСИ 2). Нанесение покрытий позволило изменить условия выхода дислокаций на поверхность материала в процессе деформации предположительно за счет образования фазы  $TiAl_3$  на поверхности.

В четвертой главе приведен анализ структурно-фазовых превращений и описаны дополнительные морфологические признаки сплава В95 после всех режимов обработки.

Плотность мелких включений сплава В95 для всех состояний (исходное, закалка,

КМО) определялась с помощью ФАСИ через подсчет размеров и количества окрашенных пикселей (в совокупности площади включений, характерных для структурных составляющих выделений для выбранной площади). Плотность крупных включений, входящих в состав сплава, определяли металлографическим методом по ГОСТ 1778-70. Обобщенные данные по морфологическим признакам сплава для всех режимов обработки представлены в таблице 9.

Микроструктура сплава В95 в исходном состоянии представлена на рис. 8. Исходное состояние сплава характеризуется мелкодисперсной структурой с выраженной ориентацией зерен в результате продольной прокатки (рис.8 (а)).

У сплава наблюдали высокую плотность упрочняющих мелкодисперсных частиц фаз:  $MgZn_2$ ,  $CuAl_2$ , также в составе присутствовала и охрупчивающая фаза  $FeAl_3$  (таблица 6). По-видимому, в сплаве присутствуют и более сложные фазы, такие как Т-фазы ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ), S-фазы ( $Al_2CuMg$ ), однако для подтверждения этого факта необходимо провести локальный анализ методами электронной микроскопии. Размер упрочняющих фаз условно можно разделить на мелкодисперсные менее 1 мкм (рис. 8 (в)) и крупные конгломераты более 20 мкм (рис. 8 (б)). Доля крупных упрочняющих фаз составила не более 0,03% от общего количества упрочняющих частиц.

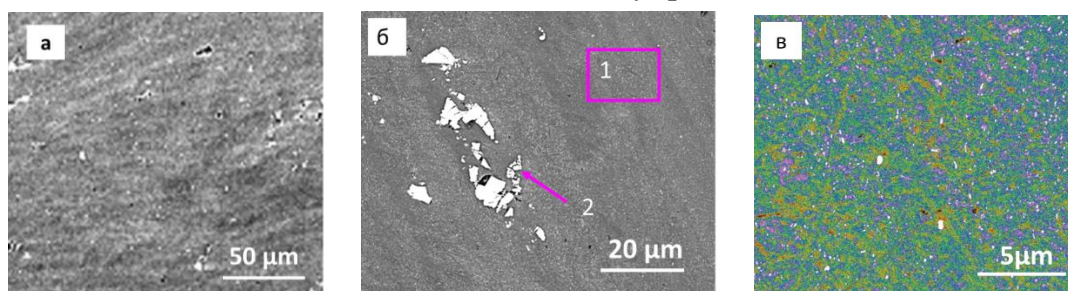


Рисунок 8 - СЭМ-EBSD структура сплава В95 в исходном состоянии

Таблица 6 – Результаты ЭДС сплава В95 в исходном состоянии

Элемент	Mass,%	Atom,%	Элемент	Mass,%	Atom,%
Зона 1			Зона 2		
Al	93,48	95,91	Al	78,92	88,96
Mg	1,84	2,09	Mn	2,45	1,38
Cu	1,35	0,59	Fe	12,15	6,61
Zn	3,33	1,41	Cu	3,52	1,68
			Zn	2,93	1,36

После проведения закалки произошло укрупнение зерна сплава: средний размер зерен оценивается в пределах 100-200 мкм (рис. 9 (а)). Легирующие элементы Mg, Zn, Cu перешли в состав твердого раствора матрицы (таблица 7). Объемная плотность крупных частиц сократилась в 4 раза до  $6 \times 10^6/\text{мм}^3$ , фазовый состав которых определяется как  $FeAl_3$ . Укрупнение зерна способствовало повышению пластичности материала и снижению его прочности. После проведения закалки объемная плотность крупных частиц сократилась в 4 раза до  $6 \times 10^2/\text{мм}^3$ , объемная доля мелкодисперсных

частиц с размером менее 1 мкм увеличилась до  $3,7 \times 10^7 / \text{мм}^3$ . Доля крупных упрочняющих фаз сократилась в 4,5 раза до 0,006% от общего количества упрочняющих частиц.

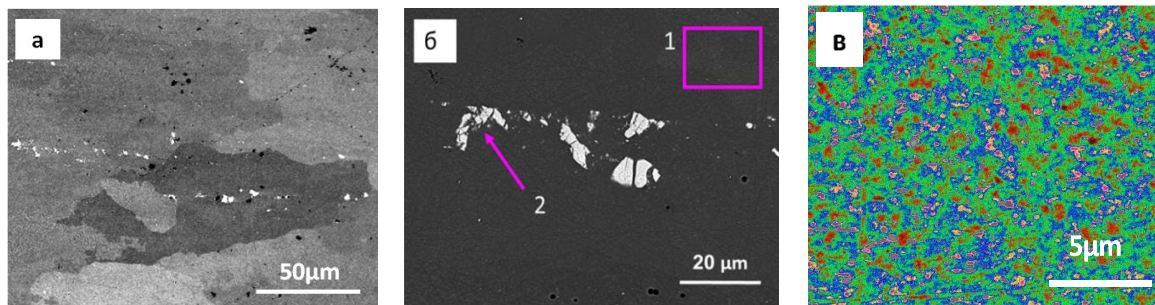


Рисунок 9 - СЭМ-EBSD структура сплава В95 после закалки

Таблица 7 – Результаты ЭДС сплава В95 после закалки

Элемент	Mass,%	Atom,%	Элемент	Mass,%	Atom,%
<b>Зона 1</b>			<b>Зона 2</b>		
Al	99,44	99,77	Al	75,14	86
Zn	0,56	0,23	Fe	24,55	13,57
			Na	0,32	0,43

Структура сплава после проведения КМО характеризуется как мелкофрагментированная ячеистая (рис. 10 (б)). В объеме сплава присутствуют упрочняющие мелкодисперсные частицы, в составе которых наблюдаются фазы  $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{FeAl}_3$  (таблица 8). Размер упрочняющих частиц условно можно разделить на ультрамелкодисперсные, размер которых не превышает 1 мкм, и крупнодисперсные конгломераты с размерами 15 - 20 мкм.

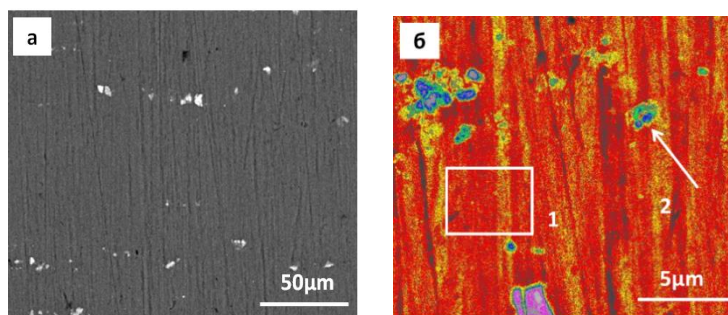


Рисунок 10 - СЭМ-EBSD структура сплава В95 после КМО

Таблица 8 – Результаты ЭДС сплава В95 после КМО (0,3%)

Элемент	Mass,%	Atom,%	Элемент	Mass,%	Atom,%
<b>Зона 1</b>			<b>Зона 2</b>		
Al	83,97	84,27	Al	65,09	74,25
Mg	1,85	2,06	Mg	0,52	0,66
Mn	0,29	0,14	Mn	5,47	3,06
Fe	0,05	0,02	Fe	12,48	6,88
Cu	1,51	0,64	Cu	6,29	3,05
Zn	5,61	2,32	Zn	2,64	1,24

Криомеханическая обработка сплава привела к резкому увеличению объемной плотности ультрамелкодисперсных фаз по сравнению с первоначальным исходным состоянием: объемная плотность частиц увеличилась в 7,7 раз до  $20,7 \times 10^7 / \text{мм}^3$ . Доля крупных включений уменьшилась в 9 раз по сравнению с исходным состоянием.

Таким образом, учитывая результаты механических испытаний, расчетов трещиностойкости и данных структурных исследований выявлено, что повышение прочностных свойств и трещиностойкости сплава В95 после закалки, криомеханической обработки и последующего старения связано с 2 основными механизмами упрочнения: деформационным и дисперсионным. Закалка позволила растворить легкоплавкие выделения вторых фаз и перевести их в состав твердого раствора, криомеханическая обработка привела к образованию мелкофрагментированных ячеек с дислокационными границами, последующее старение при температуре, которая не вызывает возврата, привело к повышению плотности мелкодисперсных включений на дислокациях.

**В пятой главе** проведена количественная оценка структурных факторов, оказывающих влияние на механическую прочность сплава В95 в исходном состоянии

Композиционный подход для оценки суммарной прочности был проверен экспериментально. За базу для сравнения был выбран предел прочности сплава во всех состояниях обработки, полученный стандартным методом при сжатии (глава 3). На первом этапе в сечении образца с помощью ФАСИ было определено количество структурных составляющих, выделенные различными цветами, после чего были определены доли этих структурных составляющих на исследуемой поверхности.

Для проверки гипотезы композиционного подхода о возможности представить величину предела прочности материала как сумму парциальных значений прочности окрашенных структурных составляющих, умноженных на соответствующие им доли, были составлены системы линейных уравнений с пятью неизвестными, которые в общем виде можно записать как

$$\begin{aligned}
 S_{11} \times \sigma_1 + S_{12} \times \sigma_2 + S_{13} \times \sigma_3 + S_{14} \times \sigma_4 + S_{15} \times \sigma_5 &= \sigma \\
 S_{21} \times \sigma_1 + S_{22} \times \sigma_2 + S_{23} \times \sigma_3 + S_{24} \times \sigma_4 + S_{25} \times \sigma_5 &= \sigma \\
 S_{31} \times \sigma_1 + S_{32} \times \sigma_2 + S_{33} \times \sigma_3 + S_{34} \times \sigma_4 + S_{35} \times \sigma_5 &= \sigma \\
 S_{41} \times \sigma_1 + S_{42} \times \sigma_2 + S_{43} \times \sigma_3 + S_{44} \times \sigma_4 + S_{45} \times \sigma_5 &= \sigma \\
 S_{51} \times \sigma_1 + S_{52} \times \sigma_2 + S_{53} \times \sigma_3 + S_{54} \times \sigma_4 + S_{55} \times \sigma_5 &= \sigma
 \end{aligned}
 \tag{17}$$

$S_{ij}$  - обозначены доли структурных составляющих (определяются с помощью ФАСИ);  $\sigma_i$  – значения парциальных значений прочности структурных составляющих сплава, окрашенных в соответствующие цвета,  $\sigma$  - значение предела прочности соответствующего образца (определяются с помощью механических испытаний).

Эта система уравнений должна удовлетворять 2 требованиям: 1. число

неизвестных должно быть равно числу уравнений; 2. сумма долей структурных составляющих должна быть равна 1 ( $\sum S_i = 1$ ). Для решения системы уравнений была написана компьютерная программа, с помощью которой были найдены значения парциальных значений прочности для всех исследованных структурных составляющих, которые приводятся в таблице 10.

Таблица 10 - Парциальные значения прочности структурных составляющих для исследованных структурных составляющих.

Состояние	Парциальные значения прочности в интервалах, МПа				
	Красный	Зеленый	Синий	Желтый	Белый
Исходное	2652,3	18,916	2512,5	-28,15	-21,73
Закаленное	1155	328,41	764,08	4,857	613,68
КМО	1744,8	1009,9	-171,2	-1361	946,18

Подстановка полученных значений парциальной прочности в уравнения (12) подтвердили правомерность предложенного подхода к определению прочности отдельных структурных составляющих по данным механических испытаний и результатов ФАСИ поверхности испытанных образцов. Результаты расчетов значений суммарной прочности представлены в таблице 11.

Из данных таблицы видно, что значения прочности, полученные помощью метода ФАСИ практически совпадают с данными, полученными с помощью испытания на сжатие.

Таблица 11 – Значения парциальной прочности, вычисленной методом ФАСИ и общей прочности, полученной по результатам механических испытаний для сплава В95 после всех режимов обработки

Обработка сплава В95	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_i$ , МПа	$\sigma_b$ по ФАСИ, МПа	$\sigma_b$ по ФАСИ ср. знач., МПа
Исходное	1011,25	2652,3	1172,86	950,81
		18,916	1011,27	
		2512,5	1197,19	
		-28,15	1138,52	
		-21,73	1234,22	
Закалка	622,83	1155	622,80	628,06
		328,41	622,79	
		764,08	649,13	
		4,857	622,80	
		613,63	622,80	
КМО + Ст	768,88	1744,8	768,87	768,87
		1009,9	768,87	
		-172,2	768,87	
		-1361	768,89	
		946,18	768,87	

$\sigma_i$  - парциальные значения прочности структурных составляющих для исследованных структурных составляющих



## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Разработана комплексная технология криомеханического упрочнения сплава В95 (закалка в воду после нагрева до 460 °С с выдержкой в течение 30 минут + сжатие на 0,4% при -196 °С + старение при 45 °С в течение 30 минут), которая позволяет повысить предел прочности сплава не менее чем на 10% ( $\sigma_{\text{в}} = 1170$  МПа), по сравнению с высокопрочным состоянием, полученным с применением производственной технологией ( $\sigma_{\text{в}} = 1078$  МПа), одновременным повышением трещиностойкости не менее чем на 26% ( $K_{\text{I}} = 18,5$  МПа $\cdot\text{мм}^{0,5}$ ) и локальной трещиностойкости более чем в 2 раза ( $K_{\text{I}} = 115$  МПа $\cdot\text{мм}^{0,5}$ ), что связано с формированием мелкофрагментированной ячеистой дислокационной структуры с мелкодисперсными выделениями фаз  $\text{MgZn}_2$  и  $\text{CuAl}_2$  на дислокациях при старении.

2. Разработана методика определения характеристик трещиностойкости с использованием ФАСИ на малогабаритных образцах по данным микроскопических исследований, позволяющая корректно оценивать трещиностойкость сплава В95 по аналогии со стандартными методами ЛМР: для ФАСИ  $K_{\text{Ic}} = 51,32$  МПа $\cdot\text{мм}^{0,5}$  для ЛМР  $K_{\text{Ic}} = 49,12$  МПа $\cdot\text{мм}^{0,5}$ .

3. Разработанный неразрушающий метод оценки КИН с помощью метода ФАСИ позволяет определять характеристики разрушения на всех стадиях эксплуатации реальной конструкции.

4. Разработана методика определения энергии зарождения микротрещины сплава В95 с помощью ФАСИ.

5. Показано, что сплав В95 в исходном состоянии обладает микроструктурой с высокой плотностью упрочняющих мелкодисперсных фаз  $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{CuAl}_2$  с размерами менее 1 мкм (объемная плотность  $\rho_{\text{МВ}} = 27 \times 10^6 / \text{мм}^3$ ). Объемная доля мелкодисперсных фаз составляет 99,7% от общего объема упрочняющих фаз. КМО формирует мелкофрагментированную ячеистую структуру, объемная плотность мелкодисперсных частиц  $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{CuAl}_2$  которой в 7,6 раз больше по сравнению с исходным состоянием сплава В95. Это увеличение произошло за счет уменьшения объемной доли крупных конгломератов дисперсных частиц в результате предварительной закалки и последующего выделения при КМО уже в виде мелкодисперсных фаз.

6. Установлено, что титановое покрытие повышает значение КИН образцов из сплава В95 на 70% по сравнению с образцами после КМО, что связано с образованием упрочняющей фазы  $\text{TiAl}_3$  на поверхности.

7. Установлено, что упрочнение сплава В95 при КМО обусловлено 2 основными механизмами упрочнения: деформационным за счет образования ячеек с дислокационными границами и дисперсионным за счет выделения на этих границах мелкодисперсных включений упрочняющих фаз  $\text{MgZn}_2$  и  $\text{CuAl}_2$  в результате распада пересыщенного твердого раствора

8. Разработанный способ определения парциальных прочностей структурных составляющих сплава В95 получил экспериментальное подтверждение и соответствует стандартным механическими свойствами для исследуемых режимов обработки.

#### **Публикации по теме диссертации**

1. Effect of cryogenic treatment on the fracture toughness of aircraft aluminum alloy 7075. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 347 (2018) 012054 doi:10.1088/1757-899X/347/1/012054

2. Роль структурных факторов в формировании механических характеристик материалов. Ермишкин В. А., Соловьева Ю. Б. Фундаментальные проблемы современного материаловедения, том 16 №1 (2019) DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2019.01.016

3. Анализ напряженного состояния в вершине надреза при внедрении в него клина. Ермишкин В.А., Минина Н.А., Соловьева Ю.Б., Томенко А.К. VI международная конференция «Деформация и разрушения материалов и наноматериалов». Москва. 10-13 ноября 2015 г./ сборник материалов. - М.: ИМЕТ РАН, 2015, с 848-849.

4. Оценка трещиностойкости конструкционных материалов по данным измерений параметров разрушения в макро и микро масштабах. Ермишкин В.А., Минина Н.А., Соловьева Ю. Б. Безопасность и живучесть технических систем: материалы и доклады V Всероссийская конференция (Красноярск, 12-16 октября 2015 года): в 3т.; научн. Ред. В.В. Москвичев. - Красноярск: Сиб. Федер. ун-т, 2015. - 1, с 184-191.

5. Применения метода фотометрического анализа структурных изображений для оценки трещиностойкости сплава В95 после криомеханической обработки. Соловьева Ю.Б. Сборник тезисов Третьего междисциплинарного молодежного научного форума с международным участием «Новые материалы», г. Москва, 21- 24 ноября 2017г