

**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**  
**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ**  
**ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ**  
**«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ**  
**(национальный исследовательский университет)» (МАИ)**

---

На правах рукописи

**КНЯЗЕВ Максим Игоревич**

**РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ**  
**ФАЗОВОГО СОСТАВА, ТЕКСТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ**  
**АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ**

специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель  
Профессор, доктор технических наук  
С.Я. Бецофен

Москва – 2016

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-CU-LI (ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ) ...	7
1.1. Сплавы системы Al-Li: общая характеристика, области применения	7
1.2. Интерметаллидные фазы в сплавах Al-Cu-Li.....	8
1.3. Механизм дисперсионного упрочнения сплавов Al-Cu-Li .....	16
1.4. Количественный фазовый анализ сплавов Al-Mg-Li и Al-Cu-Li.....	25
1.5. Текстуры деформации и рекристаллизации промышленных Al-сплавов.....	26
1.6. Текстура и анизотропия свойств сплавов Al-Li.....	38
1.7. Способы управления процессами текстурообразования листовых полуфабрикатов и плит из сплавов Al-Cu-Li.....	49
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ .....	57
2.1. Материалы исследования.....	57
2.2. Методы исследования.....	58
2.2.1. Механические испытания, термическая обработка, металлография.....	58
2.2.2. Рентгеновские исследования.....	60
2.2.3. Количественные методы исследования фазовых превращений в сплавах алюминия.....	62
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННОГО МЕТОДА ФАЗОВОГО АНАЛИЗА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-CU-LI. ....	75

3.1. Метод количественного фазового анализа.....	75
3.2. Критерий термической стабильности. ....	98
3.3. Оценка изменения фазового состава сплава 1420 при холодной прокатке	107
Выводы по 3-ей главе.....	110
Глава 4. Исследование распределения текстуры и фазового состава по сечению 80 мм плиты сплава В-1461.....	111
4.1. Исследование текстуры $\alpha$ - и $\delta'$ -фаз по сечению плиты из сплава В-1461.....	111
4.2. Исследование формирования фазового состава сплава в различных сечениях плиты после каждого этапа термообработки.....	118
Выводы по 4-ой главе.....	130

Глава 5. Анализ закономерностей влияния фазовых превращений и текстуры на формирование механических свойств в Al-Cu-Li сплавах.....	131
5.1. Исследование механических свойств в плитах сплава В-1461.. ..	131
5.2. Влияние текстуры и фазового состава на анизотропию свойств Al-Li сплавов.....	133
5.2.1. Упругие свойства.....	133
5.2.2. Анизотропия прочностных свойств.....	136
5.2.3. Расчет анизотропии прочностных свойств на основании текстурных данных и количественного фазового анализа.....	138
5.3. Оценка текстурного вклада в упрочнение сплава.....	145
Выводы по 5-ой главе.....	153
Заключение.....	154
Приложения .....	156
Приложение 1: Количественный фазовый анализ сплавов системы Al-Li.....	156
Приложение 2. Текстура и анизотропия упругих и прочностных свойств .....	160
Список литературы.....	169

## **Введение**

### **Актуальность работы.**

Сплавы системы Al–Li находят широкое применение в аэрокосмической технике благодаря уникальному сочетанию низкой плотности, требуемой прочности и исключительно высоких по сравнению с другими алюминиевыми сплавами значений упругих модулей - каждый 1% лития снижает плотность сплава на 3% и увеличивает модуль Юнга на 5%. Производство крупногабаритных плит и профилей из высокопрочных алюминиевых сплавов для современных широкофюзеляжных пассажирских и транспортных самолетов является актуальной научно-технической задачей. Значительную перспективу в этом плане представляют высокопрочные, свариваемые сплавы системы Al-Cu-Li, которые перспективны для использования в гражданской и военной авиации благодаря сбалансированному комплексу механических свойств, особенно по такому важному для авиационной техники показателю, как вязкость разрушения. Вместе с тем механические свойства этих сплавов высокочувствительны к комплексу микроструктурных параметров: размеру, морфологии, кристаллической ориентации, локальным разориентировкам матричных зерен и интерметаллидных частиц. Следует отметить также наличие в них гетерогенности химического и фазового составов, текстуры и распределения частиц в объеме полуфабрикатов. Сплав системы Al-Cu-Li В-1461, обладает улучшенными коррозионными характеристиками и характеристиками развития усталостных трещин по сравнению с другими сплавами этой системы легирования. Однако при получении плит толщиной 40-80 мм из этого сплава обнаружена значительная неоднородность и анизотропия механических свойств, которая проявляется как в различии свойств в различных направлениях полуфабрикатов, так и в заметной разнице свойств по сечению плиты. Важность этой проблемы связана еще и с тем, что в настоящее время все большее распространение получает технология получения крупногабаритных панелей с помощью фрезерной обработки, что требует обеспечения высокого уровня однородности свойств в различных зонах и направлениях полуфабриката.

**Целью работы** являлось разработка количественных методов исследования и выявление закономерностей формирования фазового состава, текстуры и анизотропии механических свойств в алюминий-литиевых сплавах для повышения стабильности служебных характеристик изделий авиационной техники из этих сплавов.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие **основные задачи**:

- 1) Разработать методику рентгеновского количественного фазового анализа сплавов системы Al-Cu-Li на основе измерения параметров решетки твердого раствора.
- 2) Усовершенствовать методику текстурного анализа алюминиевых сплавов методом обратных полюсных фигур.
- 3) Исследовать закономерности формирования фазового состава в Al-Li сплавах в зависимости от их химического состава.
- 4) Исследовать распределение текстуры, фазового состава и механических свойств по толщине 80 мм плит из сплава В-1461 на различных стадиях термической обработки.
- 5) На основе анализа экспериментальных результатов выявить закономерности влияния фазовых превращений и текстуры на специфику формирования механических свойств в Al-Cu-Li сплавах.

**Научная новизна** полученных результатов заключается в следующем:

1. Разработана методика расчета количества  $T_1$  и  $\delta'$ - фаз для Al-Cu-Li сплавов на основании измерения параметров решетки  $\alpha$ -твердого раствора и показано, что в сплавах соотношение между  $\delta'$ - фазой и тройными фазами определяется атомными долями лития и меди для Al-Cu-Li сплавов;
2. Предложен критерий фазовой стабильности сплавов системы Al-Li, основанный на оценке возможных вариаций количества  $\delta'$ - фазы для сплава данного химического состава.
3. Показано, что основной упрочняющий эффект при старении сплавов системы Al-Cu-Li реализуется за счет увеличения размеров частиц упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ - фазы, а влияние выделения медьсодержащих  $T_1$ - и  $\theta'$ -фаз является второстепенным, в особенности для сплавов с содержанием лития  $>1,5\%$ .
4. На основе количественного определения текстуры и расчетов ориентационных факторов упрочнения показано, что определяющую роль в неоднородности механических свойств по сечению плит из сплава В-1461 оказывает текстурный фактор, в то время как на пониженную прочность высотных образцов помимо текстуры также оказывает влияние слоистый характер микроструктуры плиты.

**Практическая значимость** работы состоит в следующем:

1. Усовершенствована методика определения количественных обратных полюсных фигур для ГЦК сплавов, позволившая увеличить количество экспериментальных рефлексов на стандартном стереографическом треугольнике, что повысило

информативность этого наиболее эффективного способа изучения неоднородности текстуры в массивных образцах;

2. Предложены уравнения для расчета количества  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) и  $\delta'$ ( $Al_3Li$ )-фаз в российских и зарубежных сплавах системы Al-Cu-Li: 1440, 1460, 1461, 1441, 1469, 2090, 2094, 2095, 8090, Weldalite 049.

3. Приведены методические разработки и соответствующие расчетные программы для количественного фазового анализа и оценки анизотропии упругих и прочностных свойств текстурированных полуфабрикатов Al-Li сплавов.

4. Показано, что неоднородность и анизотропия механических свойств плит из сплава В-1461 формируются на стадии прокатки и поэтому отсутствуют возможности их коррекции с помощью термообработки.

**Апробация работы.** Материалы диссертационной работы доложены на конференциях: Международные молодежные научные конференции «XXXV Гагаринские чтения» 2009г, XXXVI Гагаринские чтения» 2010г, XLI Гагаринские чтения» 2015г, Конференция «Фундаментальные исследования и последние достижения в области литья, деформации, термической обработки и защиты от коррозии алюминиевых сплавов», ФГУП ВИАМ, 2015 г.

**Публикации.** Основное содержание работы изложено в 9 научных работах, 4 из которых - в списке отечественных рецензируемых журналов, рекомендуемых ВАК РФ. Программа расчета количественного фазового состава сплавов систем легирования Al-Cu-Li прошла государственную регистрацию в качестве объекта интеллектуальной собственности. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы и приложения. Объем диссертации составляет 178 страниц, включая 92 рисунка, 30 таблиц и список литературы из 114 наименований.

## ГЛАВА 1. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-CU-LI (ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ)

### 1.1. Сплавы системы Al-Li: общая характеристика, области применения.

Сплавы системы Al-Li находят широкое применение в аэрокосмической технике благодаря уникальному сочетанию таких свойств как низкая плотность и высокая прочность и самые высокие из алюминиевых сплавов значения упругих модулей [1]. Каждый массовый процент лития снижает плотность на 3% и увеличивает модуль Юнга на 5% [2]. Кроме непосредственного использования сплавов с литием в качестве авиационного материала в работах ВИАМ [3,4] развивается новое направление исследований, направленных на создание нового поколения слоистых стеклоалюмопластиков (СИАЛов) на базе Al-Cu-Li сплавов, что позволит на 8-10% повысить их модуль упругости и на 5-7% снизить их плотность по сравнению с материалами, в которых используют алюминиевые сплавы других систем легирования.

В 1927 г. в США Czochralski впервые получил патент на Al-Li сплав [5]. Первое поколение Al-Li сплавов составили сплав 2020 (Al-4,5Cu-1,1Li), разработанный Alcoa в 1960 г. и самый легкий алюминиевый сплав 01420 системы Al-Mg-Li, запатентованный в США Фридляндером с сотр. в 1969 г. [6]. В связи с нефтяным кризисом 1973 г. были предприняты усилия по совершенствованию Al-Li сплавов, результатом чего было создание 2-го поколения сплавов с высоким (>2%) содержанием лития, таких как 2090 (Al-2.2 Li-2.6 Cu-0.12 Zr) и 8090 alloy (Al-2.5 Li-1.3 Cu-1.0 Mg-0.12 Zr).

Тем не менее, сплавы этой группы не нашли широкого применения, поскольку по комплексу механических свойств, прежде всего характеристикам вязкости разрушения не смогли существенно превзойти сплавы традиционных систем легирования Al (-Zn)-Mg-Cu. Важной проблемой для этих сплавов стала анизотропия механических свойств и охрупчивание при длительных низкотемпературных нагревах (проблема ДНН), что стимулировало создание 3-го поколения сплавов с увеличенным отношением Cu/Li по сравнению со сплавами 2-го поколения, а также микролегированных Ag и Zn. Это сплав 2099 (Al-1,6Li-2,8Cu-0,7Zn-0,3Mg-0,3Mn-0,1Zr) и наш аналог 1461. Великолепные прочностные и пластические характеристики демонстрирует сплав Weldalite 049 (Al-6,3Cu-1,3Li-0,4Ag-0,4Mg-0,14Zr), по составу близок к нему отечественный сплав 1469 (Al-4,3Cu-1,4Li-0,5Ag-0,2Sc).

Эти сплавы перспективны для использования в гражданской и военной авиации благодаря возможности получить сбалансированный комплекс механических свойств, в особенности по таким важнейшим для авиационной техники показателям вязкости

разрушения. Вместе с тем, для этих сплавов характерна высокая чувствительность механических свойств к комплексу микроструктурных параметров, включающих размеры, морфологию, кристаллическую ориентацию и локальные разориентировки матричных зерен и интерметаллидных частиц, а также гетерогенность химического и фазового состава, текстуры и распределения частиц в различных участках полуфабрикатов.

Исследования Al-Li сплавов 70-80-х годов обобщены в монографии [7], а работы последних лет в обширной монографии [2]. Тем не менее, существует еще ряд проблем, которые требуют уточнения, в первую очередь это относится к вопросам количественной оценки вклада различных интерметаллидных фаз в формирование текстуры, механических свойств и их анизотропии в сплавах с литием, чему и посвящен настоящий обзор.

## 1.2. Интерметаллидные фазы в сплавах Al-Cu-Li

В работах [7-13] исследовали структуру и фазовый состав в Al-Cu-Li сплавах. На рис. 1.1. приведена двойная равновесная диаграмма состояния Al-Li и на рис.1.2. Al угол двух изотермических сечений тройной неравновесной диаграммы Al-Cu-Li, на которой показаны основные фазы в Al-Cu-Li сплавах, в том числе неравновесная  $\delta'(Al_3Li)$  – ее нет на равновесной диаграмме (рис.1.1), а также фазы  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $\theta'(Al_2Cu)$ . Результаты определения линии сольвуса для  $\alpha/\delta'(Al_3Li)$  характеризуются большим разбросом, поэтому в [8] сделана попытка заново определить эту границу для двойных сплавов Al-Li с использованием измерения электросопротивления для малых концентраций лития и ДСК - для больших концентраций. Для сплавов с 2-13 ат.% Li получено следующее уравнение линии солидуса:

$$\ln C_e = 4,176 - 9180/RT \quad (\text{ат.}\%)$$

Это уравнение для комнатной температуры дает величину  $C_e = 1,5$  ат.% или 0,39 мас.%. Частицы  $\delta'$ -фазы имеют кубическую  $L1_2$  структуру ( $a = 0.401$  нм) с ОС с Al матрицей:  $(100)_{\delta'}/(100)_{Al}$ ,  $[100]_{\delta'}/(100)_{Al}$ . Присутствуют два морфологических типа этой фазы, сферические частицы диаметром  $\sim 10$  нм и лентообразные размерами  $25 \times 5$  нм. Обнаружено, что выделения  $\delta'$ -фазы зарождаются на ГП-зонах или частицах  $\theta'(Al_2Cu)$  фазы. Тройная фаза  $T_1$  имеет гексагональную решетку (Пр.гр.  $R\bar{6}/mmm$ ,  $a = 0.496$  нм,  $c = 0.935$  нм), ОС:  $(001)_{T_1}/(111)_{Al}$ ,  $[100]_{T_1}/[110]_{Al}$ . Метастабильная  $\theta'$ -фаза имеет тетрагональную решетку ( $a = 0,404$ ;  $c = 0,58$  нм), ОС:  $(001)_{\theta'}/(001)_{Al}$ ,  $[100]_{\theta'}/[100]_{Al}$ .

Помимо этих фаз могут присутствовать  $T_2$  ( $Al_6CuLi$ ) фаза с кубической ( $a=1,3914$  нм) решеткой, а также в магнийсодержащих сплавах  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) фаза с орторомбической решеткой ( $a=0,401$ ;  $b=0,925$  и  $c=0,715$  нм) и в сплавах, содержащих Zr  $\beta'$  ( $Al_3Zr$ ) фаза, которая как и  $\delta'$ -фаза в подавляющем большинстве случаев присутствует в виде метастабильной кубической фазы с  $L1_2$  решеткой ( $a=0,405$  нм). В работе [15] для сплава  $Al-3.7Cu-1.5Li-0.50Zn-0.37Mg-0.30Mn-0.14Zr$  наряду с  $T_1$ ,  $\theta'$ ,  $\delta'$  - фазами обнаружили  $\sigma$ -фазу с кубической решеткой ( $a=0,831$  нм) и ОС с матрицей:  $\{100\}_\sigma // \{100\}_{Al}$  and  $\langle 100 \rangle_\sigma // \langle 100 \rangle_{Al}$ .

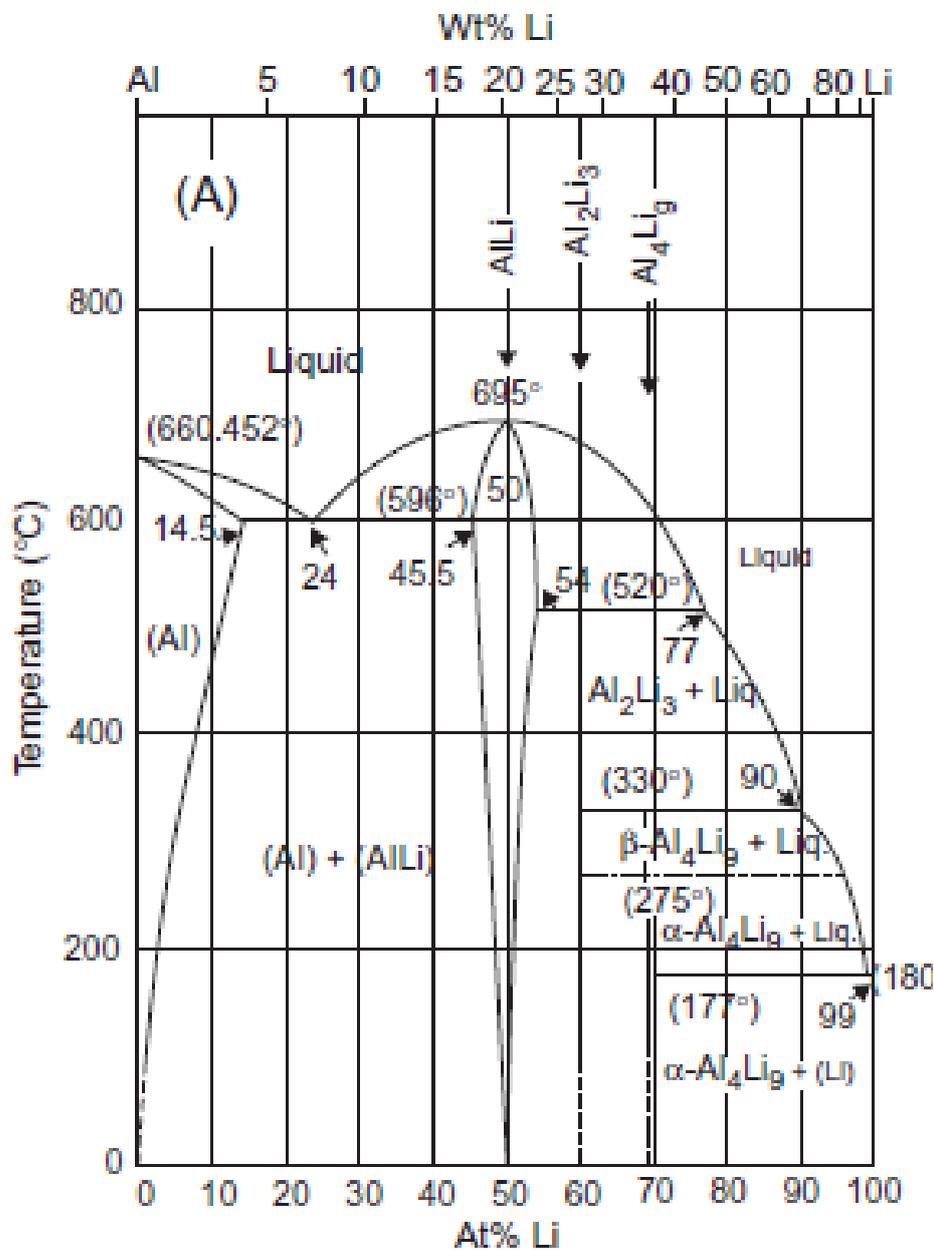


Рис.1.1. Двойная диаграмма Al-Li

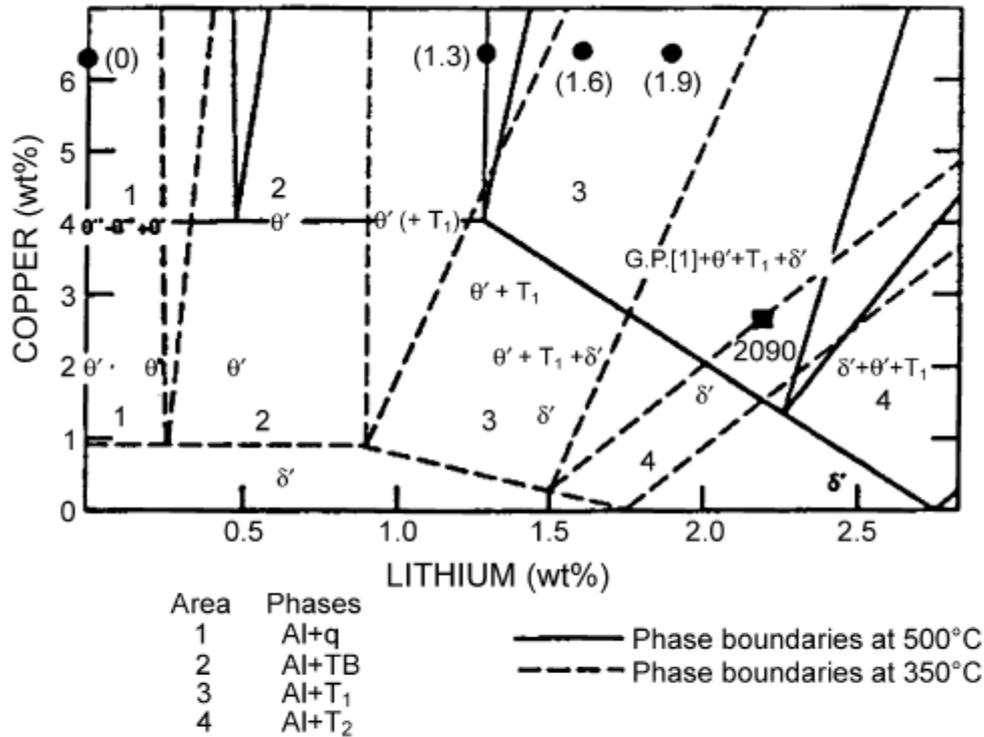


Рис.1.2. Алюминиевый угол диаграммы состояния Al-Cu-Li [1]

Для сплавов системы Al-Cu-Li большое внимание уделяется проблеме взаимодействия ГП-зон и  $\delta'$ - фазы [15]. Эти два типа выделений как полагают, играют доминирующую роль в обеспечении оптимальной прочности сплава системы Al-Cu-Li-Ag-Mg в T4 состоянии, при естественном старении без растяжки. Ранние исследования с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) показали, возможное присутствие какой-то фазы (и ее растворение) до формирования  $\delta'$ - фаз. Тем не менее, некоторые исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показали, что  $\delta'$ -фаза уже присутствует в закаленных образцах. К тому же, теоретическое рассмотрение Хачатуряном выделения  $\delta'$ -фазы показало, что конгруэнтному упорядочению (без изменения состава закаленного сплава) предшествует распад на  $\alpha$ -твердый раствор и  $\delta'$ - фазу почти стехиометрического состава. Однако процессы распада происходят слишком быстро, чтобы их можно было изучать экспериментально.

В [15, 16] с помощью просвечивающей электронной микроскопии исследовали структуру интерметаллидных фаз, выделяющихся при старении сплавов Al - 3,2% Cu и 1,6 и 2,4 % Li. Слитки сплавов прокатывали до 0,15 мм и обрабатывали на твердый

раствор при  $550^{\circ}\text{C}$ , 30 мин. с охлаждением в ледяную воду с последующим старением по разным режимам. В закаленном состоянии для сплава 1,6Li (рис.1.3.а) видны только структурные рефлексы, а для с 2,3Li видны также сверхструктурные рефлексы, доказывающие образование  $\delta'$ -фазы в закаленных образцах. На начальной стадии старения ( $100^{\circ}\text{C}$ , 3 час.) в сплаве с 1,6Li на светлопольном снимке обнаружен контраст, вызванный деформационными полями вокруг ГП-1 зон, кроме того на микродифракционной картине видны страйки в направлениях  $\langle 100 \rangle$  на структурных рефлексах (рис.1.4а). На микродифракционной картине для сплава с 2,3Li кроме сверхструктурных рефлексов от  $\delta'$ -фазы видны также слабые страйки от ГП-1 зон (рис.1.3б). На снимке, полученном методом электронной микроскопии высокого разрешения (HREM – ЭМВР) показаны два типа частиц  $\delta'$ -фазы, обрамляющих ГП-1 зону с инфазным (А) и антифазным (В) расположением одноименных атомных слоев (рис.1.5). HREM изображение и микродифракция сплава с 1,6 Li, состаренного при  $200^{\circ}\text{C}$ , 48 час. (рис.1.6), показывает хорошо сформированную ГП-1 зону, окруженную линзовидными  $\delta'$ -частицами, при этом обрамляющие ГП-1 зону  $\delta'$ -частицы находятся в антифазном расположении одноименных атомных слоев. На микродифракционной картине видны также сильные страйки от ГП-1 зон и сверхструктурные рефлексы, крестовидная форма которых обусловлена линзовидной формой  $\delta'$ -частиц. На рис.1.7 показаны светлопольное (а) и темнопольные (б) снимки сплава с 2,4 Li после старения  $190^{\circ}\text{C}$ , 72 час. На темнопольном снимке видны скопления парных линзовидных частиц  $\delta'$ -фазы, а на светлопольном контраст от  $T_1$ -фазы (отмечен стрелками). Эти снимки дают представление о количественном соотношении  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз.

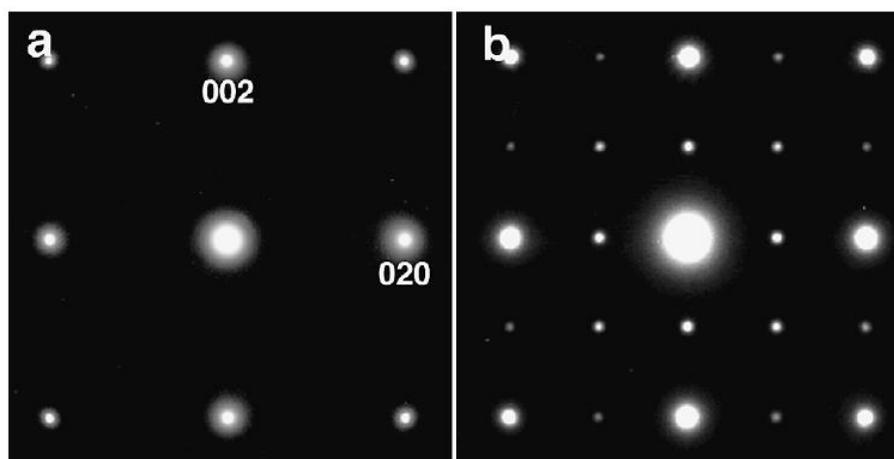


Рис.1.3. Микродифракция (ось зоны [100] (а) для сплава 1,6Li видны только структурные рефлексы, а для 2,4Li видны также сверхструктурные рефлексы, доказывающие образование  $\delta'$ -фазы в закаленных образцах.

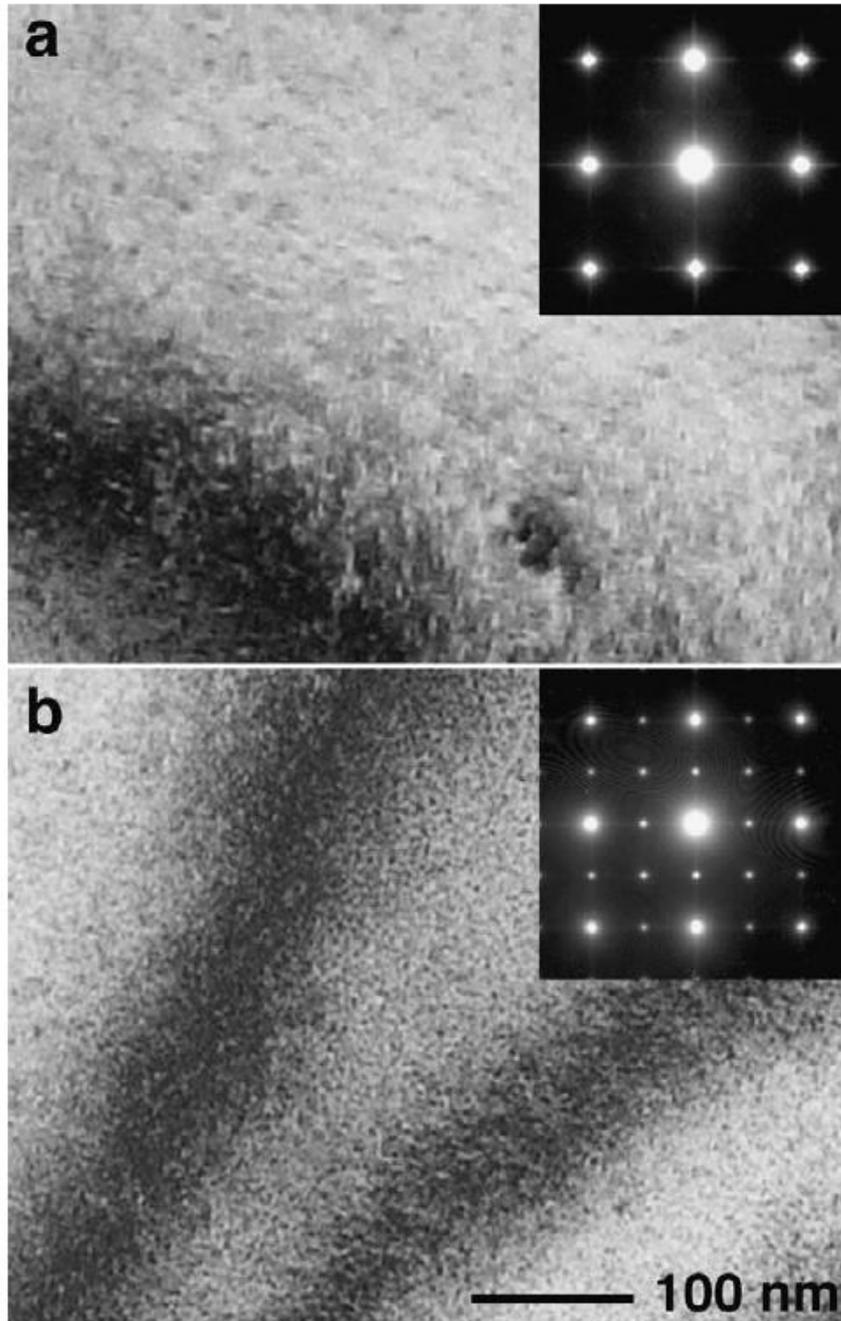


Рис.1.4. Светлопольное изображение (BF –bright field) и микродифракция после старения  $100^{\circ}\text{C}$ , 3 час. (ось зоны [100]): (а) для сплава с 1,6Li показан контраст, вызванный деформационными полями вокруг ГП-1 зон. Также отметим, вызванные с теми же причинами страйки в направлениях  $\langle 100 \rangle$  на структурных рефлексах ; (б) для сплава с 2,4Li показан контраст от мелких частиц. Микродифракция показывает сверхструктурные рефлексы от  $\delta'$ -фазы и слабые страйки от образования ГП-1 зон

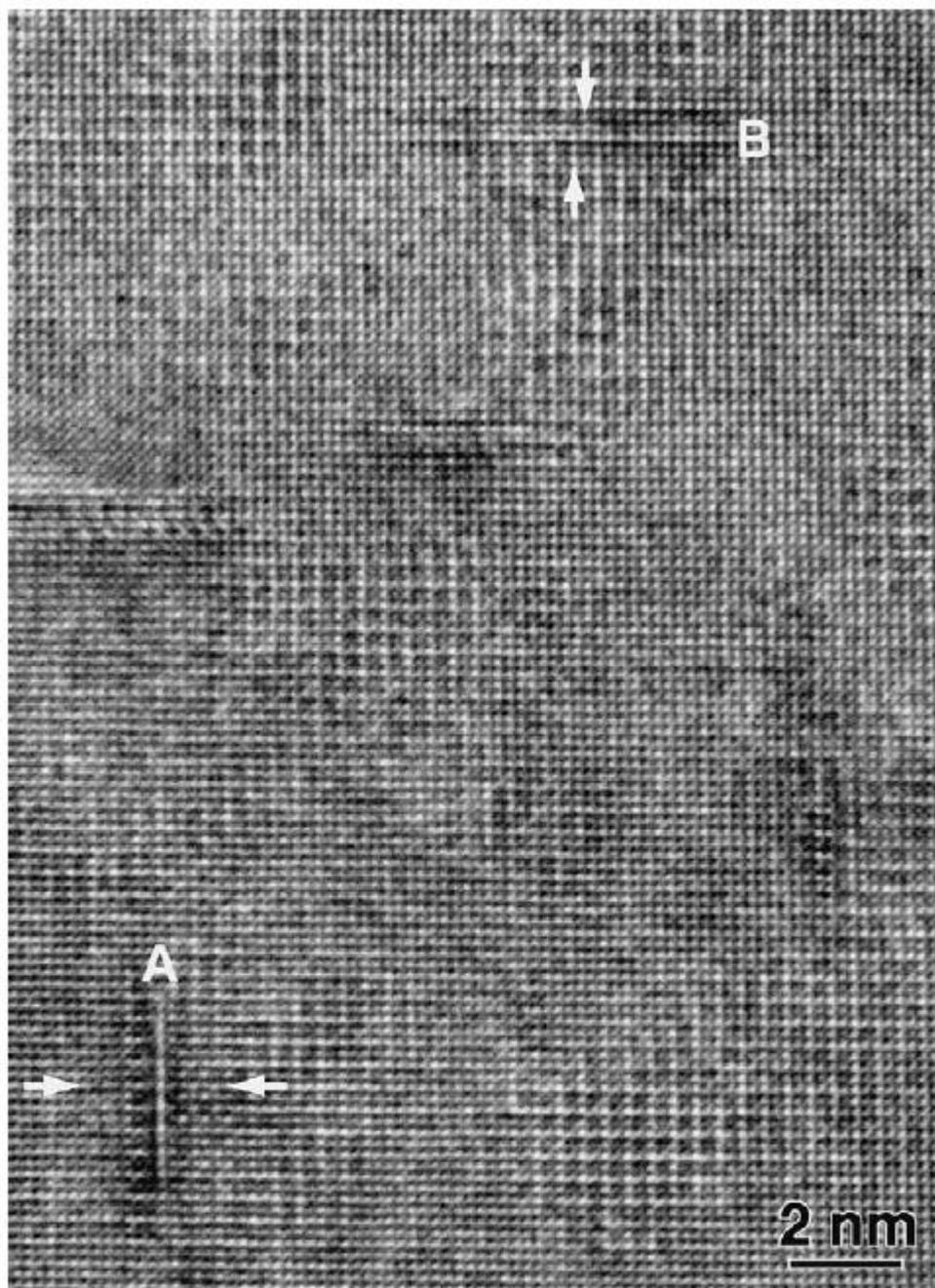


Рис.1.5. ЭМВР сплава с 2,3 Li состаренного при 100<sup>0</sup>С, 8 час. : показаны два типа частиц  $\delta'$ -фазы, обрамляющих ГП-1 зону с инфазным (А) и антифазным (В) расположением одноименных атомных слоев.

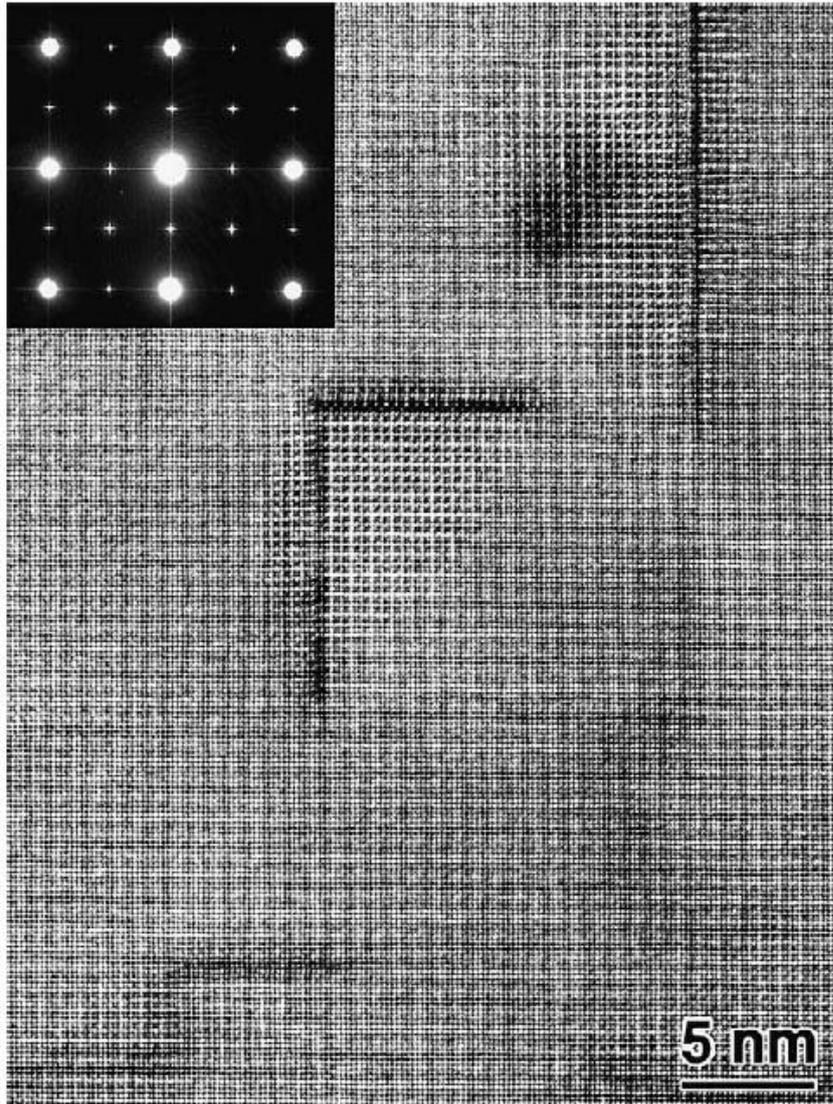


Рис.1.6. HRTEM изображение и микродифракция сплава с 1,6 Li , состаренного при  $200^{\circ}\text{C}$ , 48 час., показывающие хорошо сформированную ГП-1 зону, окруженную линзовидными  $\delta'$ -частицами, при этом обрамляющие ГП-1 зону  $\delta'$ -частицы находятся в антифазном расположении одноименных атомных слоев. На микродифракционной картине видны сильные страйки от ГП-1 зон и сверхструктурные рефлекссы, крестовидная форма которых обусловлена линзовидной формой  $\delta'$ -частиц.

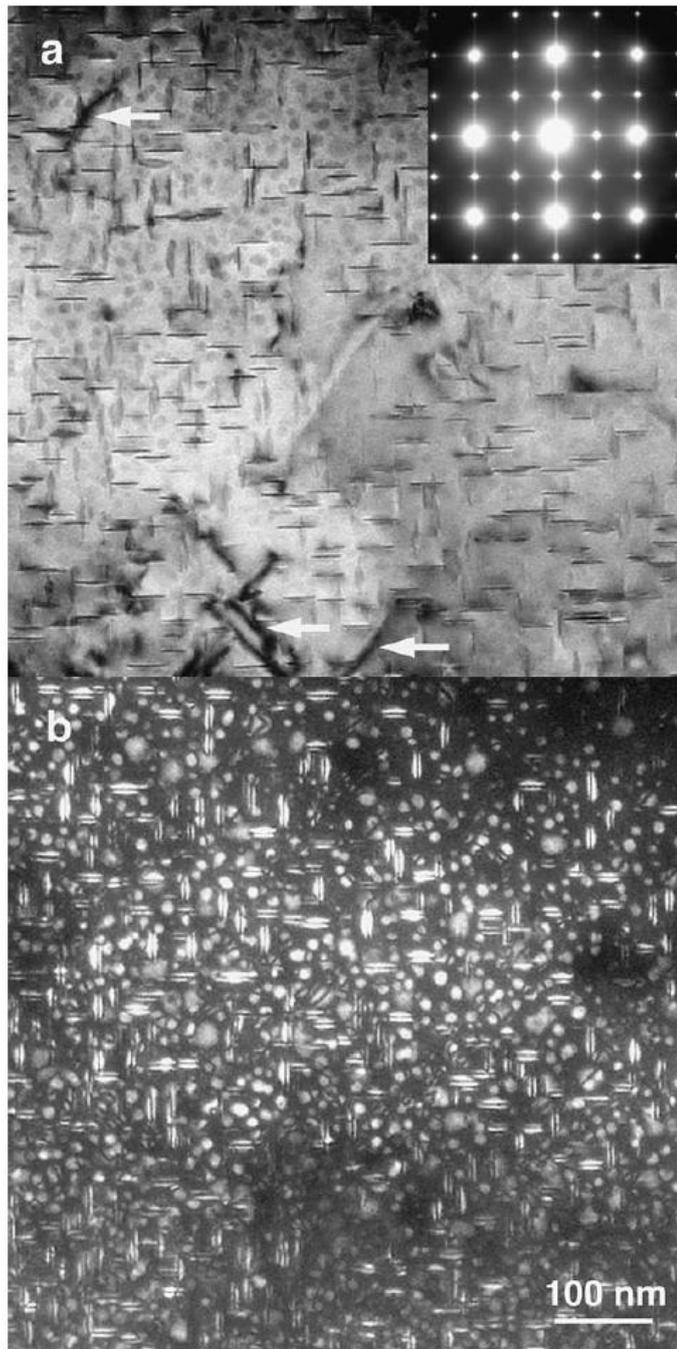


Рис.1.7. Светлопольное (а) и темнопольное изображение для сплава с 2,4 Li после старения 190<sup>0</sup>С, 72 час. На темнопольном снимке видны скопления парных линзовидных частиц  $\delta'$ -фазы, а на светлопольном контраст от  $T_1$ -фазы (отмечен стрелками).

В [16] показано, что параметры решетки  $\theta'$ -фазы в сплаве с 1,6% Li не отличаются от двойных сплавов Al-Cu ( $a = 0,40$ ;  $c = 0,58$  нм), то время как эта фаза в сплаве с 2,4 мас% Li проявляется в виде двух нетипичных структур. Одна из них, названная как тип I  $T_B'$  изоструктурна известной  $\theta$  фазе с более высоким параметром

«с» (около 0,64 нм) и характеризуется габитусной плоскостью, параллельной  $\{100\}_\alpha$  матрицы; другая фаза (тип II Т<sub>B</sub>') характеризуется параметрами решетки  $a = 0,41$  и  $c = 0,61$  нм и имеет габитусную плоскость, наклоненной приблизительно на  $20^\circ$  к  $\{100\}_\alpha$  матрицы при сохранении когерентности с матрицей. В сплаве с 1,6%Li выделения параллельные плоскости  $\{111\}$ , которые обычно идентифицируются, как Т<sub>1</sub>-фаза имеют период решетки «с» в диапазоне 0,87 – 0,94 нм, в то время как для Т<sub>1</sub>-фазы характерна величина  $c = 0,94$  нм. Авторы полагают, что при дефиците атомов лития Т<sub>1</sub>-фаза претерпевает непрерывное варьирование структуры от гексагональной решетки до орторомбической типа  $\Omega$ -фазы, для которой характерны значения параметров решетки  $a = 0.496$ ,  $b = 0.859$ ,  $c = 0.848$  нм и ОС:  $(001)_\Omega // (111)_\alpha$ ;  $[010]_\Omega // [\bar{1}10]_\alpha$ .

Сплавы системы Al-Mg-Li разрабатывались и применялись в основном в России -1420, 1421, 1423 (3,5-6,2 Mg и 1,5-2,2 Li), сплав 1424 кроме магния и лития содержит ~0,1 Sc, в США известен только один промышленный сплав этой системы легирования 5091 (Al-3,95Mg-1,3Li). Основной упрочняющей фазой в этих сплавах является  $\delta'$ -фаза, а также тройная  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  фаза со сложной кубической решеткой ( $a = 2,02$  нм,  $z = 104$ ).

### 1.3. Механизм дисперсионного упрочнения сплавов Al-Cu-Li

В работах [18-23] исследовали влияние характеристик выделяющихся при термообработке интерметаллидных фаз на механические свойства сплавов Al-Cu-Li. Существует немного исследований, в которых корреляции между структурой и свойствами имеют количественный характер. Так в работах [18,19] для определения количества фаз использовали метод ДСК и оригинальный метод малоуглового рентгеновского рассеяния. В [18] найдены количественные корреляции упрочнения при старении при  $155^\circ\text{C}$  закаленного и деформированного на 0,5-12% сплава AA2198 (2,9-3,5 Cu; 0,8-1,1 Li; 0,25-0,8 Mg; 0,1-0,5 Ag; 0,04-0,18 Zr) от размеров частиц (диаметр и толщина пластин) Т<sub>1</sub>-фазы. Авторы полагали при этом, что упрочнение сплава целиком определяется Т<sub>1</sub>-фазой. Трудно согласиться с этим, поскольку известно, что из всех медьсодержащих фаз в первую очередь выделяются ГП-зоны или  $\theta(\theta')$ -фазы. Кроме того, в сплаве должна присутствовать  $\delta'$ -фаза, исходя из соображений баланса химического и фазового состава, поскольку, несмотря на малое содержание лития в сплаве (0,8-1,1 мас.%) это все таки 3-4 ат.%, в то время как 2,9-3,5 мас.% меди составляет всего 1,2-1,5 ат.%. Поскольку в Т<sub>1</sub>-фазе ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) атомные доли лития и меди одинаковы, то остается 1,7-2 ат.% лития, а на самом деле гораздо больше, т.к. часть меди должна быть задействована в твердом растворе или в двойных

медьсодержащих фазах, в частности  $\theta(\theta')$ -фазах. Таким образом, остается больше 2 ат.% лития который не может раствориться в твердом растворе полностью (равновесная концентрация лития в твердом растворе при комнатной температуре составляет 1,5 ат.%) и должен выделиться в виде  $\delta'$ -фазы.

В настоящее время считается почти бесспорным фактом, что главной упрочняющей фазой в сплавах Al-Cu-Li является  $T_1$ -фаза [18-21]. Тем не менее, существующие экспериментальные факты допускают другую интерпретацию, в которой основной упрочняющий эффект при искусственном старении оказывает  $\delta'$ -фаза. Рассмотрим этот вопрос подробнее. На рис.1.8 приведены результаты исследования [20] влияния степени деформации растяжением (растяжка) после обработки на твердый раствор сплава Al-Cu-Li-X на количество  $\delta'$ ,  $T_1$  и  $\theta'$  –фаз и механические свойства сплава после старения ( $150^\circ\text{C}$ , 24 час.). Прочностные характеристики сплава существенно увеличиваются по мере увеличения деформации растяжки, при этом количество  $\delta'$  и  $\theta'$ -фаз уменьшается, а  $T_1$ -фазы увеличивается (рис.1.8а). Этот результат можно однозначно трактовать как доминирующую роль в упрочнении тройной  $T_1$ -фазы, хотя ее суммарный объем более, чем в три раза ниже по сравнению с  $\delta'$ -фазой.

Тем не менее, более тщательный анализ экспериментальных исследований в этой области дают основания считать, что роль  $T_1$ -фазы как основного упрочнителя Al-Cu-Li сплавов явно преувеличена, в особенности для сплавов, содержащих  $>1,5\%$  Li. К такому выводу можно прийти, если проанализировать результаты работы [22], в которой изучали механические свойства и фазовые превращения в сплавах 2198 и 2196 системы Al-Cu-Li, содержащих 3,2 и 2,9% Cu и 1 и 1,7% Li соответственно. Старение при  $155^\circ\text{C}$  после закалки и 2% растяжки сплава 2196, в котором превалирует выделение  $\delta'$ -фазы дает более высокие показатели прочности (рис.1.9а) по сравнению со сплавом 2198, в котором старение сопровождается преимущественно выделением  $T_1$ -фазы (рис.1.9б).

Анализ ДСК термограмм сплавов (рис.1.10) после различных режимов старения показал, что для обоих сплавов выделение  $T_1$ -фазы происходит после  $\sim 5$  часов старения, о чем свидетельствует резкое уменьшение выделения этой фазы в ДСК эксперименте на образцах после соответствующего времени старения (рис.1.10), поскольку  $T_1$ -фаза уже выделилась во время старения.

Тем не менее, упрочнение сплава 2196 происходит как до, так и после выделения этой фазы (рис.1.9а) и это упрочнение может быть связано только с  $\delta'$ -фазой. В этой работе количество  $\delta'$ -фазы оценивалось двумя независимыми методами,

ДСК и методом малоуглового рентгеновского рассеяния. Показано, что максимальное количество  $\delta'$ -фазы (~10%) соответствует состоянию после обработки на твердый раствор и естественного старения (Т351). Медленный нагрев до температуры старения (155<sup>0</sup>С) приводит к растворению дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы, выделившихся при естественном старении, количество которой снижается с 10 до 4%, что сопровождается заметным снижением прочностных характеристик (рис.1.9), затем количество  $\delta'$ -фазы увеличивается до ~7% за первые 5 часов старения и в дальнейшем практически не изменяется, при этом прочностные характеристики (рис.1.9) увеличиваются непрерывно вплоть до 1000 часов старения, причем наиболее интенсивный прирост прочности соответствует промежутку нагрева между 10 и 100 часами, когда в сплаве 2196 уже не выделяются ни  $\delta'$ , ни  $T_1$ -фазы.

Объяснить это можно только увеличением размера частиц  $\delta'$ -фазы (рис.1.11), которое естественно для любых процессов старения, когда со временем количество интерметаллидной фазы может увеличиваться или уменьшаться, а размер частиц только увеличивается. Экспериментально это наблюдали во многих работах, например в работе О.А.Сетюкова [23], где по уширению рентгеновских дифракций обнаружено увеличение размера частиц  $\delta'$ -фазы от 6 до 25 нм за 24 часа старения при 150<sup>0</sup>С. До сих пор такой механизм упрочнения, обусловленный укрупнением размеров  $\delta'$ -фазы при постоянной фракции этих частиц, нигде не упоминался (обсуждался), поскольку он присущ только частицам выделений, механизм упрочнения которых обусловлен исключительно упорядочением.

Упрочнение двойных Al-Li сплавов обусловлено выделением высокодисперсных частиц метастабильной когерентной упорядоченной  $\delta'$ -фазы (Al<sub>3</sub>Li) с L<sub>12</sub> структурой. Эти частицы перерезаются парными дислокациями и лидирующая дислокация образует антифазную границу (АФГ), в то время как следующая за ней в паре дислокация восстанавливает порядок. Вследствие того, что для  $\delta'$ -фазы эффект упрочнения от увеличения межфазной поверхности частица-матрица и напряжений от когерентной границы пренебрежимо мал из-за низкой энергии границы (0,01-0,02 Дж/м<sup>2</sup>), а деформация несоответствия решеток меньше 10<sup>-3</sup>, то основной эффект упрочнения связан с упорядочением [24]. Когерентные упорядоченные частицы упрочняют матрицу на величину  $\Delta\tau$ :

$$\Delta\tau = \frac{\gamma}{2b} \left[ \left( \frac{3\pi^2 \gamma f d}{64T} \right)^{1/2} - f \right]$$

где:  $\gamma$  - энергия образования АФГ для плоскости скольжения (111);  $d$  - диаметр частицы,  $f$  - объемная фракция частиц;  $T$  - линейное натяжение дислокации;  $b$  – вектор Бюргерса.

С учетом фактора Закса,  $M=\sigma/\tau=2,24$ , упрочнение поликристалла

$$\Delta\sigma=M\times\Delta\tau=2,24\times\Delta\tau$$

Величина линейного натяжения определяется:

$$T = \frac{Gb^2}{4\pi} \left( \frac{1 + \nu + 3\nu \sin^2 \xi}{1 - \nu} \right) \ln \left( \frac{L_s}{r_0} \right)$$

где:  $\xi$  - угол между вектором Бюргерса и линией исходной прямолинейной дислокации;  $L_s$ - внешний и  $r_0$  -внутренний радиус кривизны,  $G=30$  ГПа, модуль сдвига матрицы.

Для преобладающих в сплавах Al-Li винтовых дислокаций  $\xi=0$  и  $\nu=1/3$  и тогда:

$$T = \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \left( \frac{L_s}{r_0} \right)$$

величину  $L_s$  можно принять равной межчастичному расстоянию, а  $r_0$ , равной  $b$ .

Уравнение (1) работает для сравнительно мелких частиц:  $d < 8T/\gamma\pi$ . Если частицы больше, то механизм взаимодействия с дислокациями изменяется и величина критического приведенного напряжения сдвига (CRSS) уже не зависит от размера частиц и остается постоянной. Для еще больших частиц начинает действовать механизм Орована. Предельный размер частиц, для которых действует (1)  $d=40$  нм (400А), а механизм Орована - 50 нм.

Такой механизм упрочнения двойных Al-Li сплавов был использован для оценки упрочнения от выделения частиц  $\delta'$ -фазы для тройных сплавов Al-Mg-Li в работе [25] и может быть использован также и для сплавов Al-Cu-Li. Подставив в уравнение (1 и 2) для сплавов Al-Li:  $G=30$  ГПа,  $b=0,286$  нм,  $\gamma=165$  мДж/м<sup>2</sup>,  $T=2,0$  нН оценили величины упрочнения сплавов ( $\Delta\sigma$ ) в зависимости от размера и фракции выделений  $\delta'$ -фазы, рис.1.12. Отметим, что максимальный эффект упрочнения, соответствующий верхнему пределу размеров частиц  $\delta'$ -фазы, для которых действуют уравнения (40 нм) соответствует  $\sim 200$  МПа для фракции  $\delta'$ -фазы 10-12%, что соответствует экспериментальному значению упрочнения от старения для сплава 2196 (рис.1.9а).

Следует отметить, что величина упрочнения от выделения упорядоченных фаз сильно зависит от энергии образования АФГ, которая очень чувствительна к легированию. В этой связи может найти объяснение тот факт, что легирование различными элементами, такими как Ag, Zn, Mg оказывает существенное влияние на механические свойства сплавов Al-Cu-Li, поскольку может изменять величину энергии образования АФГ. Важно подчеркнуть при этом, что существенное влияние на свойства оказывает легирование слишком незначительными количествами этих элементов, чтобы оказать влияние на свойства с помощью образования самостоятельных фаз. В работе [25] исследовали влияние Sc на образование и рост зон свободных от выделений. Показано, что Sc существенно снижает скорость образования зон, свободных от выделений (ЗСВ) в Al-Li сплавах. Энергия активации диффузии Li увеличивается от 102 до 210 кДж/моль в присутствии 0,19 Sc. Это связывают с большой энергией взаимодействия Sc с вакансиями, а также с высокой плотностью дислокаций вблизи частиц  $Al_3Sc$ , которые являются стоками для вакансий.

Предложенный механизм упрочнения при старении объясняет необходимость операций растяжки и низкотемпературного старения ( $120^{\circ}C$ ), которые сами по себе не дают упрочняющего эффекта, но формируют оптимальное структурно-фазовое состояние для обеспечения максимального эффекта упрочнения на последующей стадии старения при  $140-160^{\circ}C$ . Холодная деформация при растяжке приводит к формированию частиц  $\delta'$ -фазы и возможно  $\theta'$ -фазы, устойчивых по отношению к последующему низкотемпературному старению, которое в свою очередь приводит к растворению дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы, образовавшихся при естественном старении и которые не вносят заметного вклада в упрочнение в соответствии с уравнением (1). Это низкотемпературное старение может быть эффективно заменено медленным нагревом, что упрощает технологию. В результате при низкотемпературной стадии старения происходит уменьшение фракции интерметаллидных фаз и снижение прочностных характеристик (рис.1.9), но при этом формируется такое количество зародышей  $\delta'$ -фазы, которое является оптимальным с точки зрения получения максимального упрочняющего эффекта за счет увеличения размеров частиц  $\delta'$ -фазы на заключительной стадии старения. Если исходить из того, что  $T_1$ -фаза является основной упрочняющей фазой при искусственном старении, то трудно найти убедительное объяснение найденной и проверенной практикой процедуре термомеханической обработки сплавов Al-Cu-Li.

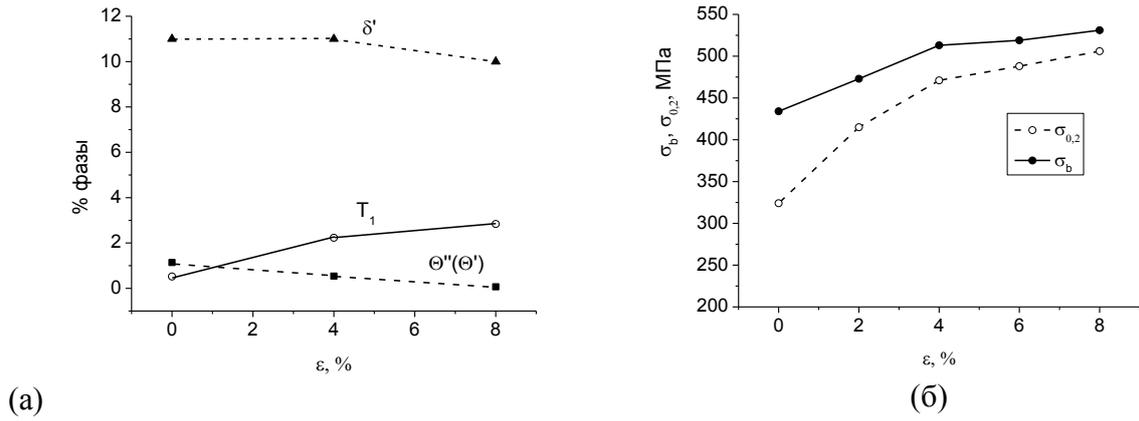
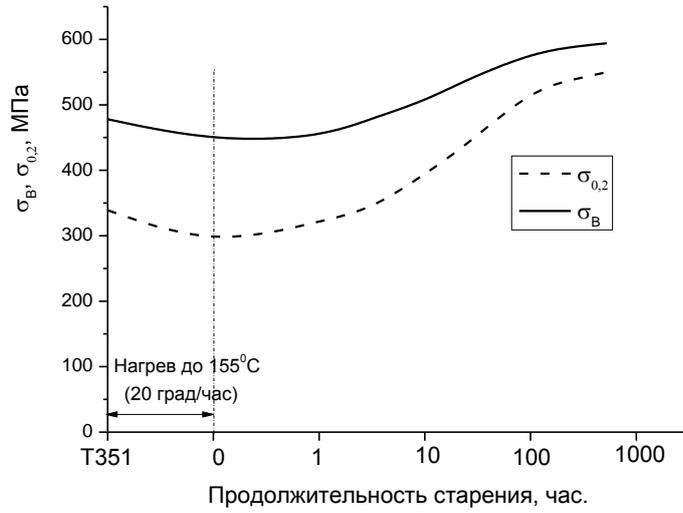
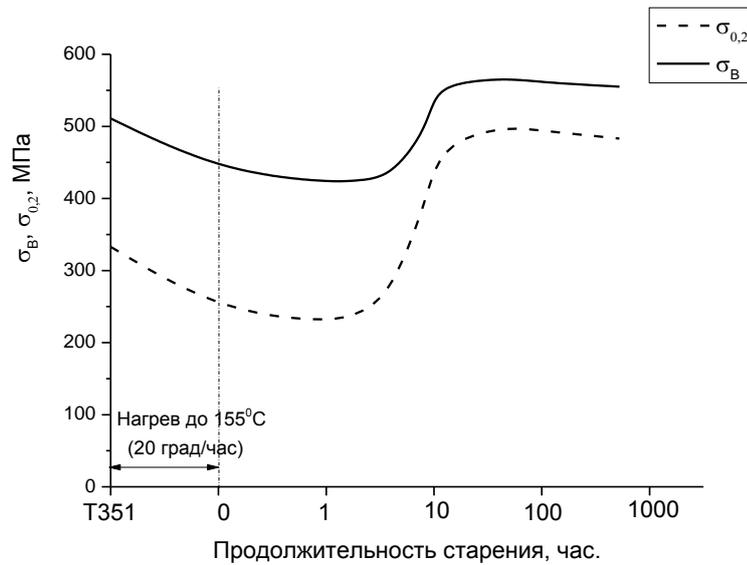


Рис. 1.8. Зависимости количества выделившихся при старении (150<sup>0</sup>С, 24 часа) интерметаллидных фаз (а) и прочности (б) сплава Al-Cu-Li-X от степени деформации при операции растяжки перед старением [19].



(a)



(б)

Рис.1.9. Зависимость от времени старения прочности на растяжение сплавов AA2196 (Al-2.9Cu-1.75Li-0.5Mg-0.4Ag-0.11Zr) –«а» и AA2198 ((Al-3.2Cu-0.95Li-0.5Mg-0.3Ag-0.11Zr) – «б»): T351 – обработка на твердый раствор + естественное старение [20].

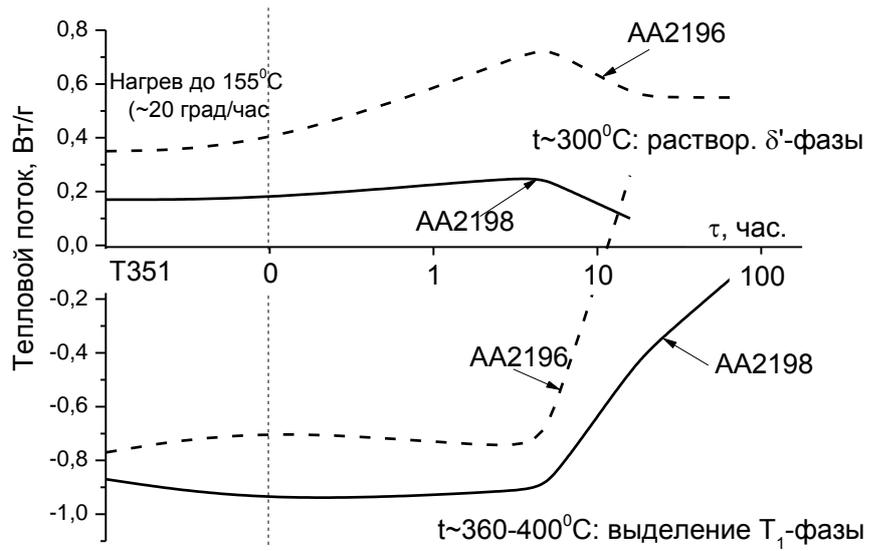


Рис.1.10. Амплитуды пиков на ДСК термограммах образцов сплавов AA2196 и AA2198 на различных стадиях старения: пики эндотермической реакции растворения δ'-фазы при ~300°C и экзотермического выделения T<sub>1</sub>-фазы при 360-400°C [20].

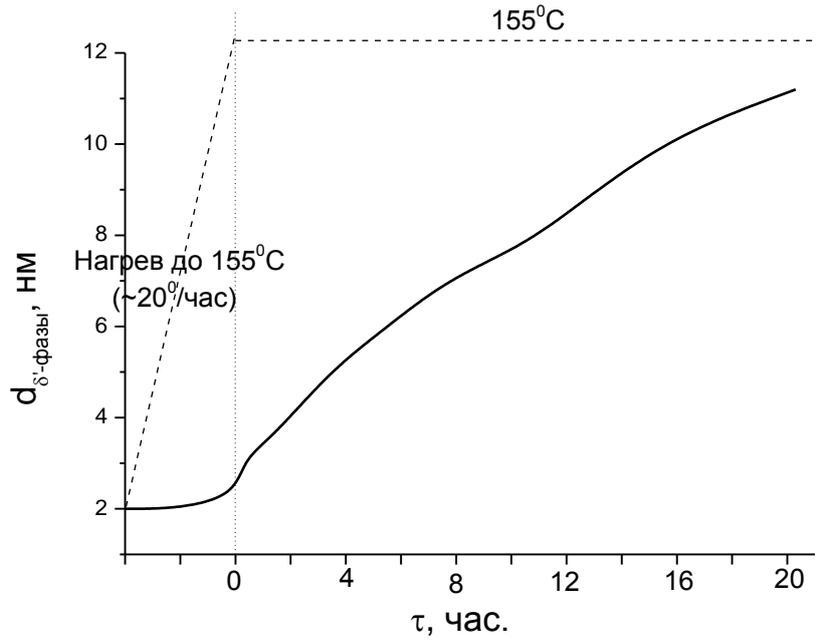


Рис.1.11. Изменение размера частиц при медленном нагреве и старении при  $155^\circ\text{C}$  сплава AA2196 [20].

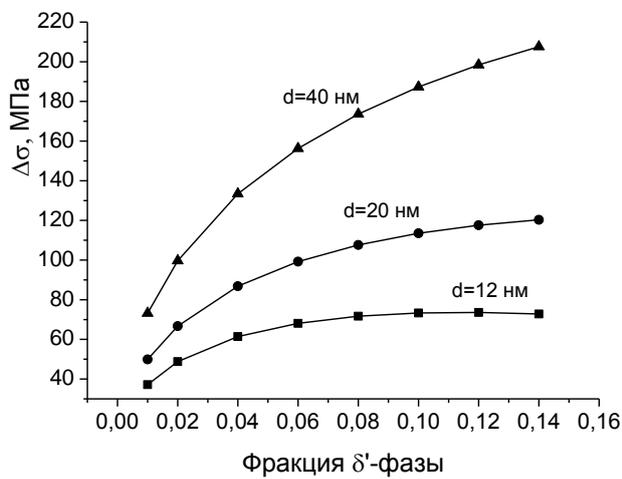


Рис.1.12. Вычисленные из уравнения (2) значения упрочнения сплавов системы Al-Li в зависимости от размера и фракции выделений  $\delta'$ -фазы

#### 1.4. Количественный фазовый анализ сплавов Al-Mg-Li и Al-Cu-Li

Одним из важнейших требований к материалам авиационной техники является стабильность механических свойств на весь период их службы [26]. Практически это означает обеспечение стабильности в течение 20 лет при слегка повышенных температурах (50-100<sup>0</sup>С). Для Al-Li сплавов, содержащих более 1,7 мас. % Li это трудно достигнуть, особенно в недостаренном состоянии. Для двойных сплавов с 2,5% Li за время выдержки 1000 час при 100<sup>0</sup>С на 10% увеличиваются напряжения течения и на 43% снижается вязкость [27]. Аналогичные эффекты имеют место и для тройных сплавов систем Al-Cu-Li, Al-Mg-Li и четверных сплавов Al-Cu-Mg-Li. В работе [28] исследовали влияние легирования Mg и Cu на изменение механических свойств в результате выдержки при 70<sup>0</sup>С, 1000 час. и фазовую стабильность двойного сплава Al-1,7Li. Характер изменения механических свойств различается для сплавов разной системы легирования. Так для тройных сплавов Al-1,7Li-xCu упрочнение сплава в результате выдержки резко растет с увеличением содержания меди, в то время как для сплавов Al-1,2Mg-1,7Li-xCu в интервале концентраций меди от 1.2 до 3% происходит равномерное упрочнение.

Исследования структуры с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что при выдержке происходит выделение дисперсных частиц δ'-фазы в двойных Al-1,7Li сплавах, смеси δ'-фазы и ГП-зон в Al-1,7Li-Cu сплавах и смеси δ'-фазы и кластеров Cu/Mg в Al-1,2Mg-1,7Li-Cu сплавах. Для последних двух сплавов выделение δ'-фазы при выдержке в значительной степени усиливается благодаря зарождению на ГП-зонах и Cu/Mg кластерах. Это повышает эффект упрочнения тройных и четверных сплавов по сравнению с двойными Al-Li сплавами.

Для расчетов анизотропии прочностных и упругих свойств, а также прогнозирования термической стабильности Al-Li сплавов необходимо иметь информацию о количественном соотношении интерметаллидных фаз в сплавах. В работе [29] представлены основные уравнения для расчета изменений объемных и линейных размеров алюминиевых сплавов в результате реакций растворения/выделения связанных с термообработкой. Показано, что изменения, наблюдаемые в экспериментальных сплавах высокой чистоты и промышленных сплавах на основе тех же систем, совпадают с расчетными. В сплавах на основе двойных систем Al-Cu, Al-Si, Al-Mg наблюдаются большие изменения, чем на основе тройных систем таких как Al-Cu-Mg, или Al-Si-Mg, в которых встречается компенсирующий эффект многокомпонентных растворов и формирование разнообразных выделений. Напряжения от закалки являются причиной анизотропного

изменения размеров связанного с пластической деформацией, и такие изменения аддитивно складываются при повторной закалке. Обнаруженные эффекты анизотропии деформации при термообработке в некоторых полуфабрикатах требуют дальнейшего исследования, поскольку не нашли убедительного объяснения. Изменения размеров, сопровождающие термообработку важны для производителей полуфабрикатов и технологов-термистов алюминиевых сплавов, в то же время стабильность размеров важна для производителей и пользователей продуктов. Изменения размеров, которые зависят исключительно от температуры связаны с температурным расширением и сжатием в соответствии с температурным коэффициентом расширения. Этот коэффициент варьируется от  $18.0 \times 10^{-6}/\text{C}^\circ$  в заэвтектическом литейном сплаве Al-Si до  $\approx 24.2 \times 10^{-6}/\text{C}^\circ$  для сплава Al -5%Mg - 5056.

**Al-Mg-Li.** Предложенные в [29] количественные подходы были развиты применительно к сплавам с литием. В работе [30] разработана методика количественного фазового анализа на основании измерения параметра решетки твердого раствора для сплавов систем: Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li. В сплавах Al-Mg-Li типа 1420 присутствуют в основном две интерметаллидные фазы,  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) и  $S_1(\text{Al}_2\text{MgLi})$  и их количественное соотношение может быть рассчитано по величине параметра решетки твердого раствора [31]. Магний существенно увеличивает параметр решетки, поэтому выделение  $S_1$  –фазы сопровождается его снижением. Содержание лития в твердом растворе практически не влияет на его параметр решетки, однако выделение  $\delta'$ -фазы приводит к обогащению магнием твердого раствора и увеличению его параметра решетки.

### 1.5. Текстуры деформации и рекристаллизации промышленных Al-сплавов

В этой части обзора представлены результаты исследования формирования текстуры при прокатке и отжиге сплавов алюминия и влияния текстуры на анизотропию механических свойств, а также вопросов, связанных с изучением процесса рекристаллизации. Исследованию текстурообразования при прокатке сплавов Al посвящено много работ, систематизированных в монографии Вассермана и Гревен [32].

Для описания текстур прокатки часто используют аксиальные компоненты (АК) текстуры [33] (рис.1.13, табл.1.1). Текстуры холодной прокатки алюминиевых листов описываются типичными для ГЦК металлов компонентами:  $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$  - текстура «меди» (TCu),  $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$  - текстура «латуни» (TBr) и «S» -текстура, к которой

относят различные ориентировки, для которых нормали к плоскости прокатки (НН) расположены между полюсами плоскостей  $\{011\}$  и  $\{112\}$  на стереографическом треугольнике, например  $\{124\}\langle 21\bar{1}\rangle$ . Также к числу второстепенных компонентов текстуры прокатки алюминия относят текстуру Госса  $\{011\}\langle 100\rangle$  (TG).

Самой распространенной текстурой рекристаллизации алюминия является текстура «куба»  $\{001\}\langle 100\rangle$  (ТС). Другой известной текстурой рекристаллизации является R текстура, которая близка к «S» текстуре прокатки и ее иногда связывают с частичным сохранением при рекристаллизации «остатков» «S» компоненты.

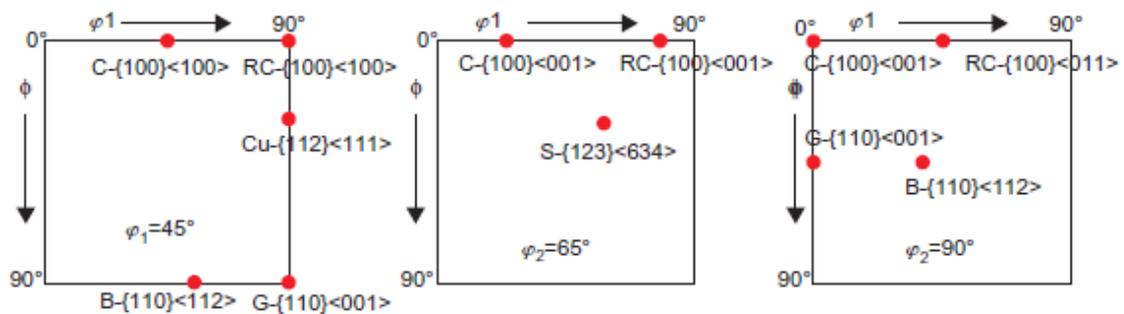
В работе [34] приведены результаты экспериментальных и теоретических исследований формирования текстуры прокатки в ГЦК металлах. Текстура прокатки меди постепенно изменяется от ориентировки  $\{112\}\langle 111\rangle$  (Текстура «Cu») к текстуре  $\{011\}\langle 211\rangle$  (Текстура «Br» или текстура «сплава») при понижении температуры прокатки или с увеличением содержания легирующих элементов. Такой текстурный переход может быть связан с изменением энергии дефекта упаковки. На основе представлений, связанных с изменением энергии дефекта упаковки и легкостью поперечного скольжения авторы полагают, что поперечное скольжение изменяет «Т-Cu» на «Т-Br». Теоретический анализ поворотов решетки указывает, что  $\{112\}\langle 111\rangle$  ориентация может быть получена обычным скольжением для кристаллов, имеющих  $[1\bar{1}0]$  в поперечном направлении. Для сплавов алюминия не найдено четких закономерностей влияния легирования на текстуру прокатки. В работе [35] исследовано влияние легирования магнием на текстуру деформации и рекристаллизации. На рис.1.14 приведены объемные фракции различных компонентов текстуры прокатки и рекристаллизации сплава Al-4,3 вес.%Mg. Сходные текстуры обнаруживаются в сплавах других систем легирования.

Негомогенность текстуры прокатки в ГЦК металлах изучали в работах [36-40]. Показано [36], что существуют две причины неоднородности текстуры по толщине листа. Во-первых, это силы трения между валками и материалом. Толщина этого слоя ограничена величиной шероховатости валков, т.е.  $0,01\div 0,05$  мм. Текстура в этом слое меняется незначительно. В экспериментах на поликристаллическом алюминии тонкий поверхностный слой с измененной текстурой не обнаружен. Его наблюдали только на монокристаллах, где в этом слое был несколько увеличен разброс текстуры относительно идеальных ориентировок. Во-вторых, это неоднородность проникновения сдвиговой деформации по толщине материала. Этот эффект заметен, когда отношение  $l_d/h$  при прокатке меньше 0,5 ( $l_d$  – длина проекции дуги захвата;  $h$  – средняя толщина

полосы в зоне деформации). По мнению авторов ТС может определяться двумя различными механизмами в зависимости от величины  $l_d/h$ ,  $<0,5$  и  $>5$ .

В [37] показано, что при прокатке с малыми обжатиями за проход поверхностная текстура не образуется, в то время как при больших обжатиях такая текстура имеет место. Негомогенность текстуры прокатки может быть объяснена напряженным состоянием в очаге деформации. Показано [38], что негомогенность текстуры прокатки присутствует, когда  $l_d/h < 0,5$  и при  $l_d/h > 0,5$  текстура гомогенна по сечению листа. Эксперименты авторов работы [36] показали, что при больших значениях  $l_d/h$  (5,4; 8,4 14.3) сдвиговая текстура образуется в поверхностных слоях и эта текстура проникает в подповерхностные слои при высоких степенях деформации (96%). При малых значениях  $l_d/h \approx 0,5$  сдвиговая текстура образуется только в подповерхностных слоях. Для объяснения двух различных механизмов формирования ТС использовали модель Целикова [39], в которой условия прокатки анализируются для 4 случаев (рис.1.2- 1.4):  $l_d/h > 5$ ;  $l_d/h = 2-5$ ;  $l_d/h = 0,5-2$ ;  $l_d/h < 0,5$ . В работе [40] предложен новый метод определения текстуры с использованием композитного образца с плоскостью, нормальной к НП.

Этот способ дает возможность определить среднюю текстуру листа с послойной неоднородностью, а также в ряде случаев позволяет оценить распределение текстуры по толщине листа, если текстурные компоненты в поверхностных и внутренних слоях известны и отличаются друг от друга, как это имеет место для текстур прокатки и сдвиговых текстур в ГЦК и ОЦК металлах. Значительное количество работ [41-56] посвящено исследованию текстур рекристаллизации, при этом обнаружено влияние морфологии выделений на формирование текстуры. В работе [41] приведены данные о трансформации текстуры прокатки при отжиге сплава Al-0,33Fe-0,09Si. При этом методом EBSD определяли ориентации и размеры индивидуальных зерен. Результаты приведены в табл. 1.2



(a)

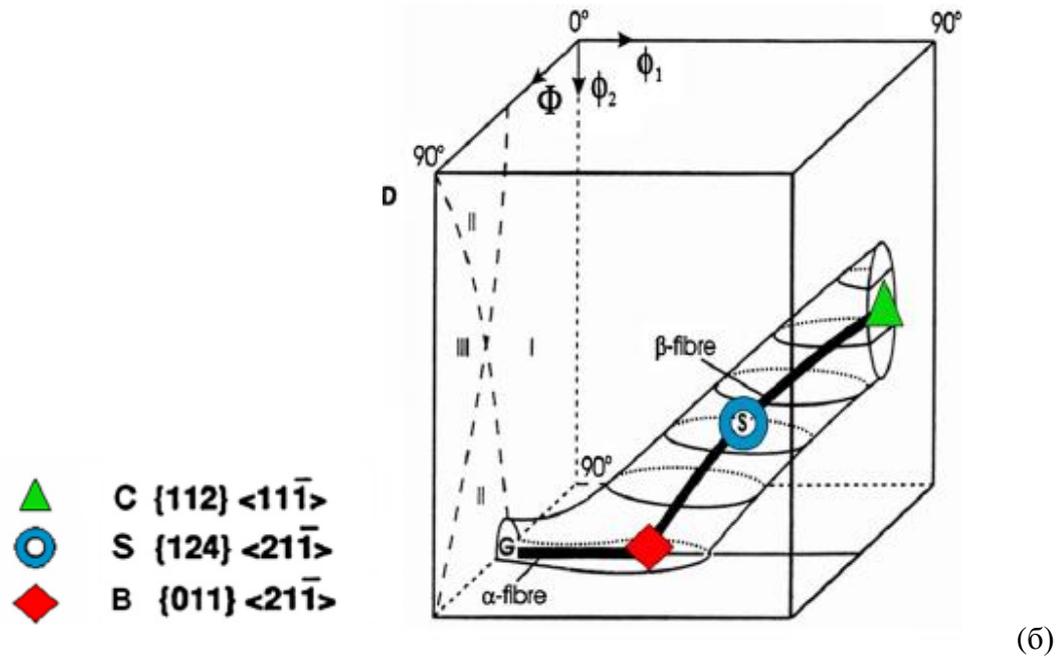


Рис.1.13. Сечения ( $\psi_2=45, 65$  и  $90^\circ$ ) в координатах углов Эйлера  $\phi, \psi_1$  (а), на которых показаны основные компоненты текстуры прокатки ГЦК сплавов; (б) аксиальные компоненты текстур ГЦК металлов и типичные текстуры прокатки: G – текстура Госса [2]

Табл.1.1. Аксиальные компоненты текстуры прокатки ГЦК и ОЦК металлов.

ОЦК текстуры			
Обозначение	Аксиальный компонент	наиболее представительные ориентировки	Углы Эйлера
$\alpha$ -fiber	$\langle 110 \rangle // \text{НП}$	$\{001\} \langle 110 \rangle - \{112\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle$	$\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 0-55^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$
$\beta$ -fiber	$\langle 110 \rangle$ под $30^\circ$ к НН - НП	$\{211\} \langle 011 \rangle - \{634\} \langle 123 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle$	проекция пересекает $\varphi_2 = 45-90^\circ$ сечение для НП
$\gamma$ -fiber	$\langle 110 \rangle // \text{НН}$	$\{111\} \langle 011 \rangle - \{111\} \langle 123 \rangle - \{111\} \langle 112 \rangle$	$\varphi_1 = 0-90^\circ, \Phi = 55^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$
ГЦК текстуры			
Обозначение	Аксиальный компонент	наиболее представительные ориентировки	Углы Эйлера
$\alpha$ -fiber	$\langle 110 \rangle // \text{НН}$	$\{110\} \langle 112 \rangle - \{110\} \langle 001 \rangle$	$\varphi_1 = 0-35^\circ, \Phi = 45^\circ, \varphi_2 = 90^\circ$
$\beta$ -fiber	$\langle 110 \rangle$ под $60^\circ$ к НН - НП	$\{011\} \langle 211 \rangle - \{123\} \langle 634 \rangle - \{112\} \langle 111 \rangle$	проекция пересекает $\varphi_2 = 45-90^\circ$ сечение
$\zeta$ -fiber	$\langle 110 \rangle // \text{НП}$	$\{001\} \langle 110 \rangle - \{112\} \langle 110 \rangle - \{111\} \langle 110 \rangle$	$\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 0-55^\circ, \varphi_2 = 45^\circ$

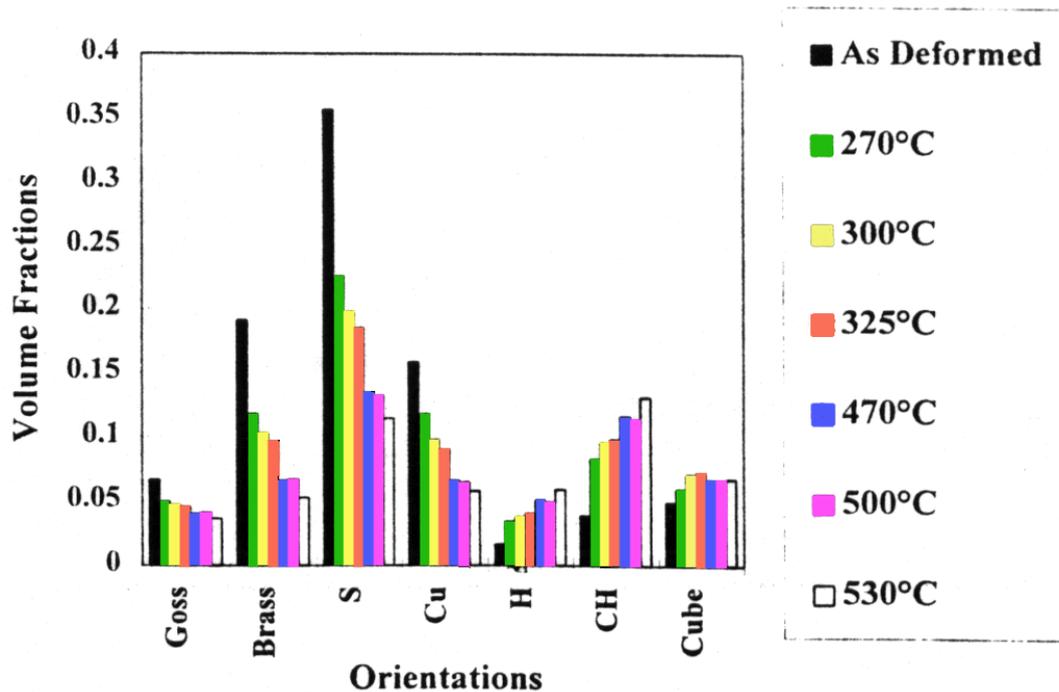


Рис. 1.14 . Относительные интенсивности компонентов текстуры сплава Al-4,3Mg для различных температур отжига [35].

Таблица 1.2. Изменение текстуры и размера зерен сплава Al-0,33Fe-0,09Si при отжигах [41].

Обработка	Компоненты текстуры прокатки, %					Кубическая текстура, %	Бестекст. фракция %
	{110}<001>	{110}<112>	{123}<634>	{112}<111>	Всего		
Условные обозн.	G	B	S	Cu			
хол.прок. 90%	9	21	34	16	80	-	20
отжиг 253 <sup>0</sup>	11	6	17	11	45	18	37
отжиг 278 <sup>0</sup>	10	5	15	12	42	17	41
отжиг 334 <sup>0</sup>	6	2	17	14	30	20	41
Средн. размер зерна, мкм	20					50	15

В работе [42] изучено влияние Mg на текстуры рекристаллизации Al-Mg сплавов. Показано, что в чистом Al с ростом температуры отжига от 300 до 450<sup>0</sup> увеличивается фракция кубического компонента текстуры рекристаллизации {100}<001>. Это связывают с преимущественным ростом зерен с кубической ориентировкой. Добавление магния подавляет образование кубической текстуры при отжиге и способствует образованию компонентов текстуры рекристаллизации {100}<013> и {103}<321>. При этом с ростом температуры отжига от 300 до 450<sup>0</sup> эта тенденция нарастает. В [43] изучали влияние крупных (0,7-4,9 мкм) интерметаллидных частиц на рекристаллизацию сплавов Al-0,45Cu-(0,05-1,04)Si. Показано, что крупные частицы стимулируют процесс рекристаллизации табл. 1.3., что отличает их от воздействия дисперсных частиц, которые препятствуют рекристаллизации. Крупные, не перерезаемые дислокациями частицы приводят к локальным деформациям решетки вблизи частицы, что наблюдают как фрагментацию матрицы вблизи частицы и эти области являются источниками зарождения рекристаллизованных зерен и субзерен. Влиянием дисперсных частиц на подавление рекристаллизации вероятно обусловлен положительный эффект от добавления Ce в Al-Li сплавы на их механические свойства [44].

За последние годы получены новые данные о механизме рекристаллизации сплавов [45-47], благодаря использованию специальных приставок к сканирующим электронным микроскопам, позволяющих в автоматическом режиме осуществлять съемку и расшифровку картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и

определять ориентации отдельных зерен с пространственным разрешением 0,1-0,5 мкм и точностью определения ориентаций  $\sim 0,5^\circ$ . Время, необходимое для получения дифракционной картины  $\sim 0,2$  сек. и для шага сканирования  $\sim 1$  сек. Эти исследования показали высокую мобильность границ зерен с низкими значениями обратных величин решетки совпадающих узлов ( $\Sigma 3$ - $\Sigma 11$ ). Тем не менее, авторы работы [45] в результате исследования миграции границ зерен в однофазном сплаве Al-0,05 мас.% Si пришли к заключению, что значение структуры границы для ее мобильности переоценено. Этот вывод связывают с тем, что исследования влияния специальных границ на их мобильность ограничивались случаями движения границ в высокочистых бикристаллах при очень низких движущих давлениях  $10^{-2}$ - $10^{-3}$  МПа, обусловленных геометрией границы. Эти исследования выполнены для границ с низкими  $\Sigma$  и при высоких температурах ( $>500^\circ$  для Al). Для процессов рекристаллизации инженерных сплавов характерны другие условия: движущие силы 0,1 - 10 МПа; температуры значительно ниже ( $250$ - $400^\circ\text{C}$  для Al); движение высокоугловой границы сопровождается поглощением большого количества кристаллических дефектов; движущаяся высокоугловая граница встречает материал с набором ориентировок. В результате изучения промышленных сплавов многие исследователи приходят к выводу, что значение структуры границы для ее мобильности переоценено.

Методом EBSD изучают также изменение спектра разориентировок границ зерен Al сплавов при пластической деформации и рекристаллизации. При рекристаллизационной обработке реализуется непрерывная (continuous recrystallization – CRX) или прерывистая (discontinuous recrystallization – DRX) рекристаллизация. Полагают, что CRX происходит путем образования и роста уже имеющихся в деформированной матрице субзерен, в то время как DRX реализуется путем роста новообразованных зародышей с кристаллографической ориентацией, отличающейся от ориентации исходного зерна. В соответствии с этим CRX слабо меняет текстуру, напротив DRX полностью изменяет текстуру деформации. Морфология зерен при CRX может изменяться при варьировании условий прокатки и отжига, при этом текстура может не изменяться.

Отмечается также, что в большинстве случаев стадия образования зародышей не доступна для исследования, т.к. их размер меньше предельного разрешения. По этой причине большинство исследований посвящено изучению стадии роста зародышей. Тем не менее, стадия зарождения очень важна, поскольку ориентация зародышей во многом определяет текстуру рекристаллизации, поскольку выраженная текстура

рекристаллизации формируется только в том случае, когда ориентации зародышей не беспорядочны. Показано, что ориентированный рост зерен даже в случае сильного отбора не дает выраженной текстуры. Полагают, что 80% зародышей рекристаллизации образуется за время, когда степень рекристаллизации составляет ~10%. Однако некоторые зародыши образуются на более поздних стадиях, что связано с гетерогенностью запасенной энергии деформации. Зарождение происходит быстрее в зернах с высокой запасенной энергией. Время образования зародыша связано с его ориентацией, в металлах с ГЦК решеткой оно начинается в зернах с кубической ориентировкой и это по существу единственная ориентировка, которая дает выраженную текстуру рекристаллизации.

В [46] методом EBSD исследовали характеристики границ зерен микрокристаллического Al сплава. Авторы приняли для малоугловых границ величины углов разориентировки  $< 10^0$  (LAB). Разориентировки  $10-30^0$  обозначили среднеугловыми (MAB), более  $30^0$  – большеугловыми (HAB), для которых предпочтительно зернограничное скольжение. Для границ, соответствующих случайному распределению разориентировок («беспорядочное» распределение границ), соотношение LAB, MAB и HAB равно 2, 18 и 79%. Изучали распределение границ зерен по разориентировкам, а также оценивали доли специальных границ с низкими значениями  $\Sigma$  (3-11) для сплавов алюминия. В исходном состоянии доля LAB выше, а MAB и особенно HAB ниже, чем в беспорядочных границах. Пластическая деформация приводит к приближению к «беспорядочному» распределению. Поскольку трудно достичь полностью «беспорядочного» распределения, оценивали сплавы по критерию достижения «полубеспорядочного» состояния, когда LAB – 10%, HAB – 70%, табл.1.3.

Таблица.1.3. Минимальная деформация, необходимая для достижения «полубеспорядочного» распределения границ в сплавах [46]

Сплав	Mg	Si	Li	Cu	Mn	Cr	Zr	Хол. деф.	Теплая деф.
1050	0,05	0,2	-	0,05	0,05	-	-	7,5	-
5052	2,5	0,25	-	0,1	0,1	0,2	-	9,0	5,5(200 <sup>0</sup> C)
5083	4,4	0,4	-	0,1	0,7	0,15	-	9,5	5,0 (250 <sup>0</sup> C)
6061	1	0,6	-	0,28	-	0,2	-	12,5	4,5 (300 <sup>0</sup> C)
1420	5,2	-	2,0	-	-	-	0,1	-	5,7 (400 <sup>0</sup> C)

Моделирование текстуры рекристаллизации горячедеформированных алюминиевых сплавов [47] показало, что постепенное увеличение разориентации субзерен с деформацией свидетельствует о том, что динамическая рекристаллизация является механизмом измельчения зерна. В [48] методами оптической микроскопии и ПЭМ исследовали влияние Mg на рекристаллизацию сплавов Al-Mg после холодной прокатки с высокой степенью деформации. Показано, что влияние Mg зависит от его концентрации таким образом, что при концентрации Mg меньше 1% рекристаллизация подавляется растворенными атомами Mg. При концентрации Mg больше 1% рекристаллизация заметно усиливается с увеличением количества Mg, что объясняется подавлением возврата, который имеет место в процессе холодной прокатки. В результате развивается структура субграниц с высокой плотностью дислокаций. Движущая сила и запасенная энергия возрастает, зарождение рекристаллизованных зерен усиливается с увеличением концентрацией Mg. Энергия активации рекристаллизации увеличивается с ростом концентрации Mg до 3%. Если концентрация Mg больше 3%, энергия активации практически постоянна и равна 54.4 ккал/моль.

Авторы [49] полагают, что традиционная классификация процессов отжига на категории (стадии) возврата, рекристаллизации и роста зерен устарела, и предлагают новый аналитический подход к стабильности и росту ячеистых микроструктур (зерен и субзерен). Эта теория основана на рассмотрении стабильности и роста ячеистых структур с переменными энергией и подвижностью границ ячеек. Такая модель имеет ряд преимуществ, поскольку может учитывать влияние таких важных параметров, как текстура и наличие частиц второй фазы. В [50-56] исследовали микромеханизмы статической и динамической рекристаллизации с использованием различных вариантов моделирования процессов зарождения и роста рекристаллизованных зерен. В [51] вывели уравнение для оценки критической деформации в условиях динамической рекристаллизации (ДР), в [52] исследовали влияние поперечного скольжения на микроструктуру деформации и рекристаллизацию в монокристаллах Al<111> и <001>. Образцы монокристаллов чистоты 99,99 масс. % деформировали растяжением до деформации примерно 20%. Во всех образцах обнаружили структуры множественного скольжения без полос деформации. В [53] изучали влияние температуры на непрерывную динамическую рекристаллизацию Al 99.99 масс. %. На монокристаллах показано, что непрерывная динамическая рекристаллизация наблюдается при температуре 373 К. Высокоугловые границы зерен обнаружили после остаточной деформации 0.288 при температуре равной 453 К деформации 0.20 при температуре равной 613 К. Исследования микролегирования циркония (0.16 масс.%) на

характеристики рекристаллизации промышленного Al-Cu-Mg сплава [55] показали, что размер зерна в сплаве без циркония был на порядок выше, чем в сплаве с его добавкой. Частицы размером 100 нм способствуют непрерывной рекристаллизации, которая представляет собой полигонизацию субграниц и рост субзерен. Таким образом, дисперсные частицы одновременно задерживают рекристаллизацию, и подавляют рост зерен в сплаве.

В [56] изучено влияние температуры, скорости и степени деформации на процесс динамической рекристаллизации сплава Al-4.5Mg. Интенсивность деформации оценивали на основе параметра Зинера-Холомана, который варьировался в пределах  $\ln Z = 34,5-38,1$ , где нижнее значение соответствовало малым обжатиям и скоростям и высоким температурам прокатки, а верхнее – высоким значениям обжатия и скорости и низким температурам. Низкие температуры и интенсивности деформации (средние значения  $Z$ ) приводят к нерекристаллизованному материалу с мелкими субзернами (1-2 мкм). Низкая температура и высокие интенсивности деформации (высокие  $Z$ ) дают частично рекристаллизованную структуру с размером субзерен 6-10 мкм. Высокие температуры дают полностью рекристаллизованную структуру. Частично и полностью рекристаллизованное состояние характеризуется ослаблением текстуры.

В [57] исследовали взаимодействие дислокация-частица в поликристаллических алюминиевых сплавах в широких пределах вариации размеров частиц и условий деформации. Частицы могут воздействовать на высокотемпературную деформацию двумя способами: изменяя предел текучести, деформационное упрочнение или скорость деформации при ползучести. В этом случае эффект зависит от прочности, размера и формы частиц и слабо зависит от межчастичного расстояния. Частицы могут кроме того задерживать движение мало- и высокоугловых границ, воздействуя таким образом на процесс динамической рекристаллизации. Показано, что существует критическая температура перехода механического поведения сплавов и она зависит от скорости деформации и размера частиц. При деформации сплава с недеформируемыми частицами дислокации прибывают к частице со скоростью  $R_1$ , пропорциональной скорости деформации. Дислокации могут удаляться переползанием со скоростью  $R_2$ . Если  $R_2 > R_1$ , тогда дислокации будут удаляться быстрее, чем прибывают. При этом поведение сплава будет близким к однофазному за исключением более высоких напряжений сдвига. Однако, если  $R_2 < R_1$ , тогда дислокации будут накапливаться вблизи частицы, как геометрически необходимые дислокации, приводя к более

сложным дислокационным структурам и более высокому деформационному упрочнению.

Как показано в табл.1.4. для каждой температуры деформации (523 К) существует предельная скорость деформации, когда вблизи частиц обнаружены микротекстурными исследованиями повышенные разориентировки субзерен и уменьшение их размера. В [58] изучали влияние частиц  $\text{Li}_2\text{Al}_3\text{Sc}$  на измельчение зерна в Al слитках на гиперэвтектическом сплаве Al-0,7 мас.% Sc. Обнаружили двухстадийный механизм измельчения зерна. Первичные частицы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  образовывались на включениях, возможно  $\text{Sc}_2\text{O}_3$  до образования зародышей Al. Первичные частицы имели фасетированную морфологию с гранями, совпадающими с плоскостями куба. Высокорастворяющий EBSD анализ показал, что при эвтектической температуре частицы Al образуются из частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  или эпитаксиально или в двойниковом ОС. Дальнейший рост зерен Al происходит как однофазный без влияния частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

Таблица 1.4. Влияние скорости деформации и размера частиц на размер и разориентировку субзерен Al сплава

Скорость деф., $\text{c}^{-1}$	Сплав	Средний размер субзерна, мкм		Максим.разориентация субзерна, град	
		матрица	вблизи частицы	матрица	вблизи частицы
$4 \times 10^{-6}$	0,01вес.%Si	8,3	-	0,21	-
$4 \times 10^{-6}$	1,6вес.%Si	6,4	6,1	0,51	0,43
$4 \times 10^{-5}$	0,01вес.%Si	5,5	-	0,48	-
$4 \times 10^{-5}$	1,6вес.%Si	5,5	5,3	0,38	0,5
$4 \times 10^{-4}$	0,01вес.%Si	3,4	-	0,40	-
$4 \times 10^{-4}$	1,6вес.%Si	3,5	2,0	0,74	8,05
$4 \times 10^{-3}$	0,01вес.%Si	2,7	-	0,35	-
$4 \times 10^{-3}$	1,6вес.%Si	2,3	1,1	0,55	12,11
$4 \times 10^{-2}$	0,01вес.%Si	1,5	0,8	0,57	6,85

### 1.6. Текстура и анизотропия свойств сплавов Al-Li.

До последнего времени большая часть исследований текстуры алюминиевых сплавов были мотивированы в первую очередь требованиями автомобильной промышленности для обеспечения высоких технологических характеристик при операциях глубокой вытяжки. [32, 59-62]. Эти исследования в основном касались не термоупрочняемых сплавов системы Al-Mg (AA5xxx) и термоупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Si (AA6xxx) и отчасти высокопрочных сплавов аэрокосмического применения, таких как Al-Zn-Mg-Cu (AA7xxx) и Al-Cu-Zn-Mg (AA2xxx). Поэтому в этих работах заметное место занимали исследования влияния текстуры на характеристики анизотропии, такие как коэффициент Ланкфорда, контуры текучести [63]. Для авиакосмической отрасли интерес к текстурным исследованиям алюминиевых сплавов в первую очередь связан с анизотропией упругих и механических свойств.

Анизотропию упругих и прочностных характеристик листов Al-Li сплавов связывают с кристаллографической текстурой, морфологией зерен и ориентированными выделениями. Горячекатаные Al-Li сплавы имеют минимальный предел текучести в  $45^{\circ}$  направлении вследствие формирования текстур прокатки типа Cu, Vg и S компонентов так называемого  $\beta$ -fiber и наличием вытянутых зерен. Анизотропия пределов текучести может быть существенно уменьшена термомеханической обработкой, которая включает перестаривание, теплую прокатку и рекристаллизационную обработку. Уменьшение анизотропии предела текучести является следствием ослабления текстуры прокатки и образованием равноосных зерен.

В алюминиевых сплавах с литием текстуры не имеют принципиальных отличий от других алюминиевых сплавов, однако в ряде работ более высокую анизотропию механических свойств сплавов с литием связывали с наличием выраженной однокомпонентной текстуры латуни  $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$ . Формирование этого компонента текстуры связывали с подавлением поперечного скольжения в связи с расщеплением дислокаций в сплавах меди с цинком с низкой энергией дефекта упаковки. С этих позиций в алюминии с высокой энергией дефекта упаковки должна доминировать текстура меди. Однако экспериментальные исследования текстур листовых полуфабрикатов не подтверждают этого, в большинстве случаев также как и для других ГЦК металлов текстура латуни доминирует по отношению в текстуре меди. В работах [64-66] изучены особенности формирования текстуры в сплавах системы Al-Cu-Li. В [64] проведены систематические исследования влияния температуры и степени деформации на формирование текстуры горячей прокатки двух типичных

авиакосмических сплавов: Al–Cu–Li AA2050 и Al–Zn–Mg–Cu AA7050. Показано, что сильная текстура латуни формируется в обоих сплавах, т.е. не зависит от наличия лития в сплаве. Показано, что с повышением температуры деформации, усиливается компонент текстуры латуни  $\{110\} \langle 112 \rangle$ , что связывают с повышением активности скольжения по системам, отличающимся от  $\{111\}$ . В работе [65] на основе анализа дифракции от индивидуальных зерен сильно текстурированного сплава AA 2195 показана гетерогенность напряженно-деформированного состояния зерен разных ориентаций, которая возможно связана с ориентационной зависимостью фазовых превращений в этих зернах и соответственно различием в них состава твердого раствора и фракции выделяющихся фаз. В [66] сделана попытка выявить корреляцию между текстурой горячей прокатки тройных сплавов Al–Li–Cu с отношением массовых долей Li / Cu.

В работе [67] исследовали влияние изменения направления прокатки на формирование текстуры прокатки и отжига в сплаве Al–Zn–Mg–Cu–Zr . В результате прокатки образовалась текстура «повернутой» латуни (Bs)  $\{110\} \langle 556 \rangle$ , которая близка к реализации симметрии 4-го порядка, которую требуют условия перекрестной прокатки. Кроме того на развитие этого компонента текстуры влияют особенности процесса рекристаллизации, проходящей во время промежуточных отжигов между проходами, которая контролируется  $Al_3Zr$  дисперсоидами. Исследования методом EBSD показали, что после прокатки рекристаллизованные зерна имеют кубическую ориентировку или ориентировку «повернутого» куба, при этом наличие дисперсных частиц  $Al_3Zr$  стабилизирует близкие к текстуре латуни ориентировки, что подтверждает известный факт , что текстура латуни является особенно сильной в тех сплавах, в которых присутствуют частицы, препятствующие росту зерна. Возможно, здесь играет роль неоднородность деформации в зернах различной ориентации за счет чего частицы наиболее интенсивно выделяются в зернах с максимальной эффективной деформацией, которая увеличивается в ряду  $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle \rightarrow \langle 112 \rangle \rightarrow \langle 135 \rangle \rightarrow \langle 110 \rangle$ , т.е. она максимальна в зернах близких к текстуре латуни. Поэтому в них в первую очередь образуются зародыши рекристаллизации, но высокая плотность частиц препятствует росту зерна, при этом более интенсивно растут зерна с меньшей эффективной деформацией и соответственно меньшей плотностью частиц. Если общее количество частиц мало, то рекристаллизованные крупные зерна с кубической ориентировкой вырастут до большого размера и поглотят все деформированные зерна, в том числе и с текстурой латуни. В этом случае формируется кубическая текстура, которая типична для текстур рекристаллизации чистого алюминия. Если же частиц много, то

рекристаллизованные зерна ограничены в своем росте и не могут поглотить зерна основного текстурного компонента, в результате текстура латуни остается доминирующей, хотя не исключено некоторое ослабление ее интенсивности из-за частичного поглощения рекристаллизованными зернами. В результате формируется компромиссная текстура рекристаллизации по аналогии со сталями для глубокой вытяжки (автолист) [68], где текстура рекристаллизации также контролируется частицами только не интерметаллидов как в алюминиевых сплавах, а фаз внедрения, в основном карбонитридами ниобия и титана.

Вклад текстуры в анизотропию механических свойств зависит от технологической истории материала. Расчеты текстурного вклада в анизотропию на основании вычисления факторов Тейлора для листов сплава 1430 (1,77Li;2,8Mg;1,7Cu), полученных горячей прокаткой и последующей холодной прокаткой, закалкой и многоступенчатым старением показали четкую корреляция между величиной этих факторов и реальной анизотропией прочностных свойств листов [69]. Основным компонентом текстуры матрицы является ориентировка  $\{100\}<011>$  со следами ориентировки  $\{110\}<112>$ , кроме того, в поверхностных слоях присутствует ориентировка (111)[112]. Рассчитаны факторы Тейлора, определяющие вклад текстуры в анизотропию прочностных свойств, обнаружена четкая корреляция между величиной факторов Тейлора и реальной анизотропией прочностных свойств листов, табл. 1.5.

Таблица 1.5.

Экспериментальные и рассчитанные показатели анизотропии прочностных свойств сплава 1430 [69]

Направл. исп. Град.	$\sigma_{0,2}$ МПа	M	$\Delta\sigma_{0,2}/\sigma_{0,2}$ %	$\Delta M/M$ %
0	364	3,23	10,1	11,8
30	340	3,02	6,1	5,1
45	320	2,87	0	0
60	335	3,10	4,6	4,7
90	326	2,88	1,9	0,4

Тем не менее, требует объяснения тот факт, что анизотропия прочностных свойств в сплавах с Li и Sc достигает 25%, в то время как эта анизотропия не превышает 10% для других Al сплавов при том, что текстура в них аналогична [70]. В работах

Фридлиндера, Шамрая и Бабарэко было впервые систематически исследовано формирование текстуры  $\delta'$ -фазы [69, 71-74, 76] и была показана роль текстурированной  $\delta'$ -фазы в анизотропии механических свойств Al-Li сплавов. В [72] исследовали текстуру твердого раствора и  $\delta'$ -фазы в 7 мм листах и 25 мм плитах сплава 1441 с целью интерпретации необычного характера изломов при усталостных испытаниях. Обнаружена неоднородность текстуры матричной фазы по сечению листа и плиты, в центре – текстура типа латуни и сдвиговый компонент  $\{100\}\langle 011 \rangle$  в поверхностных слоях. Также наблюдали компоненты текстуры рекристаллизации  $\{310\}\langle uvw \rangle$ . Обнаружили также различный характер текстуры  $\delta'$ -фазы в листе и плите. В листе текстура  $\delta'$ -фазы аналогична матричной фазе, а в плите после термической обработки преобладает кубическая текстура. Геометрия изломов по мнению авторов совпадает с расположением октаэдрических плоскостей в зернах, принадлежащих к текстурному компоненту латуни. Возможно, что отличие текстуры матричной и  $\delta'$ -фазы связано с различной интенсивностью ее выделения при холодной деформации в зернах разных ориентировок матричной фазы. Необычный характер изломов может быть связан с тем, что для упорядоченной  $\delta'$ -фазы с кубической ориентировкой нулевой фактор Шмида для скольжения в плоскости куба, которое может быть предпочтительным для упорядоченной по типу  $L1_2$  фазы, как это имеет место для  $\gamma'$ -фазы в никелевых суперсплавах.

Исследовали текстуры матричной и  $\delta'$ -фазы сплава 1420 [73] в прессованном профиле толщиной 2 мм после закалки  $450^\circ\text{C}$  и последующего старения при  $120^\circ\text{C}$  в течение 1, 6 или 12 ч. Текстура матричной фазы содержит компонент латуни и кубический компонент, последний усиливается со временем старения. В то же время текстура  $\delta'$ -фазы содержит только кубический компонент, который ослабляется со временем старения из-за выделения при старении бестекстурной фазы.

Анизотропию пределов текучести в плоскости листов Al-Li сплавов связывают с кристаллографической текстурой, морфологией зерен и ориентированными выделениями. Горячекатанные Al-Li сплавы имеют минимальный предел текучести в  $45^\circ$  направлении вследствие формирования текстур прокатки типа Cu, Br и S компонентов так называемого  $\beta$ -fiber и наличием вытянутых зерен. Анизотропия пределов текучести может быть существенно уменьшена термомеханической обработкой, которая включает перестаривание, теплую прокатку и рекристаллизационную обработку. Уменьшение анизотропии предела текучести является следствием ослабления текстуры прокатки и образованием равноосных зерен.

Работы И.Н. Фридляндера послужили стимулом для развития количественных подходов к интерпретации анизотропии механических свойств Al-Li сплавов, которая является одной из важнейших проблем этих сплавов. В работе А.А. Ильина и В.В. Захарова [75] с сотр. были исследованы текстура и анизотропия механических свойств листов из сплава 1424 (Al- 5,6Mg-1,6 Li-0,5 Zn-0,1Sc-0,1 Zr) толщиной 1,6; 4 и 8 мм, полученные горячей прокаткой (8 мм) с последующей холодной прокаткой (4 и 1,6 мм) с промежуточными отжигами. Съемку проводили в различных сечениях листов, характеризуемых величиной  $x=2\Delta t/t_0$ , где  $\Delta t$  – расстояние от сечения до поверхности и  $t_0$  – толщина листа. Исследования текстуры  $\alpha$ -твердого раствора и  $\delta'$ -фазы показали, что они аналогичны и отличаются только степенью выраженности текстуры, которая, как правило, выше для твердого раствора. На рис.1.15 приведены распределения текстуры  $\alpha$ -твердого раствора и  $\delta'$ -фазы по сечению листов толщиной 8 и 1,6 мм. Текстура  $\alpha$ -твердого раствора характеризуется преобладанием компонента латуни  $\{011\}\langle 211\rangle$  в среднем слое ( $x=0,5-1$ ) 8 мм листа, где также присутствует более слабый S компонент  $\{135\}\langle 211\rangle$  (рис. 1.15 а), в промежуточном слое ( $x=0,01-0,5$ ) компонент  $\{113\}\langle 332\rangle$ . Кубический компонент текстуры  $\{001\}\langle 100\rangle$  присутствует по всей толщине листа, при этом его интенсивность несколько снижается к центральным слоям. Текстура  $\delta'$ -фазы (рис. 1.15б) характеризуется аналогичным изменением ориентировок по сечению как и для  $\alpha$ -твердого раствора – средний слой ( $S=0,5-1$ ) имеет двухкомпонентную текстуру  $\{011\}\langle 211\rangle + \{135\}\langle 211\rangle$  с преобладанием первого компонента. Холодная прокатка приводит как для  $\alpha$ -твердого раствора, так и для  $\delta'$ -фазы к усилению Вг текстуры  $\{011\}\langle 211\rangle$  и распространению ее на все сечение листа (см.рис. 1.15). Кубический компонент текстуры рекристаллизации, наблюдаемый по всему сечению горячекатаного листа (рис. 1.15) отсутствует после холодной прокатки.

При интерпретации механических свойств, в частности их анизотропии необходимо обратить внимание на два аспекта. Во-первых, это интенсивная текстура  $\delta'$ -фазы, которая полностью соответствует текстуре твердого раствора. Впервые на это обстоятельство обратили внимание в работах [69, 76], где экспериментально обнаружили связь текстуры  $\delta'$ -фазы и твердого раствора. Вторым важным моментом является отсутствие рекристаллизации в листах на всех стадиях прокатки, включая промежуточные отжиги и упрочняющую термообработку, о чем можно судить по наличию интенсивной текстуры прокатки  $\{011\}\langle 211\rangle$ , в то время как кубический компонент текстуры, который указывает на рекристаллизацию, присутствует только в

горячекатаном 8 мм листе. В сплавах с литием, но без скандия кубический компонент текстуры присутствует практически во всех листах.

Отмеченные особенности свидетельствуют о сильном совместном эффекте лития и скандия на деформационное поведение сплава, который обладают более высокой анизотропией механических свойств, чем сплавы, в которых эти элементы присутствуют по отдельности. Можно сделать предположение, что их совместное влияние складывается из следующих элементов. Сильная текстурированность твердого раствора и  $\delta'$ -фазы это вклад лития, но то, что эта направленность не «снимается» рекристаллизацией при горячей прокатке и закалке – это вклад скандия. Кроме того, влияние скандия возможно проявляется в наличии однокомпонентной “Вг” текстуры, поскольку в сплавах с литием, как правило, заметное место занимает также компонент текстуры “Cu”  $\{112\}\langle 111\rangle$ .

На рис.1.16. показана анизотропия механических свойств для листов толщиной 8 мм из сплава 1424. Видно, что в  $45^\circ$  направлении листов наблюдаются пониженные значения прочностных характеристик и повышенные значения пластичности. Величина предела текучести в долевом и поперечном направлениях выше, чем в  $45^\circ$  направлении на 21 и 18% соответственно. При этом анизотропия относительного удлинения превышает 200%. Холодная прокатка практически не изменяет анизотропии прочностных свойств, но значительно увеличивает анизотропию относительного удлинения, которая составляет более 300% для листов толщиной 4 мм и более 800% для листов толщиной 1,6 мм.

Для интерпретации анизотропии механических свойств получены ОПФ для трех направлений (НП, 45, ПН) листов толщиной 1,6-8 мм. На рис.1.17. приведены соответствующие ОПФ для 4 мм листа. Преимущество ОПФ для расчетов анизотропии заключается в том, что как это видно из рис. 1.15, текстура листов отличается неоднородностью по толщине. Поэтому ОПФ, полученные съемкой от поперечных сечений листа, дают усредненную по всему сечению листов информацию о текстуре. Важно отметить еще одну особенность текстуры листов сплава, которая видна на ОПФ для трех направлений в плоскости листа (рис.1.17). Ориентация зерен в направлениях НП и ПН (рис. 1.17а и 1.17в) значительно более выраженная по сравнению с  $45^\circ$  направлением (рис.1.17б), что обусловлено симметрией текстурных компонент, при этом это различие усиливается с увеличением обжатия при холодной прокатке. Этот факт необходимо учитывать при интерпретации анизотропии механических свойств, в особенности анизотропии пластичности.

Ниже приведены соотношения, используемые для вычисления анизотропии прочностных свойств:

$$\sigma_{0,2}^{\text{НП}} / \sigma_{0,2}^{45} = M^{\text{НП}} / M^{45} = \Sigma(\Phi_{\text{hkl}} P_{\text{hkl}})^{45} / \Sigma(\Phi_{\text{hkl}} P_{\text{hkl}})^{\text{НП}} ;$$

$$\sigma_{0,2}^{\text{ПН}} / \sigma_{0,2}^{45} = M^{\text{ПН}} / M^{45} = \Sigma(\Phi_{\text{hkl}} P_{\text{hkl}})^{45} / \Sigma(\Phi_{\text{hkl}} P_{\text{hkl}})^{\text{ПН}}$$

Где:  $\Phi_{\text{hkl}}$  – фактор Шмида для скольжения по системе  $\{111\}\langle 110 \rangle$  для ориентации оси нагружения, соответствующей нормали к плоскости (hkl);  $P_{\text{hkl}}$  – полюсная плотность рефлекса (hkl) на ОПФ для направлений под углами 0, 45 и 90° к направлению прокатки (НП, 45, ПН).

Рассчитанные значения анизотропии также как и экспериментальные величины характеризуются пониженным сопротивлением течения в 45° направлении, но в отличие от экспериментальных значений расчеты дают повышенное сопротивление течению в 90° направлении по сравнению с долевым направлением. Это естественно, поскольку самое «прочное» направление ГЦК решетки,  $\langle 111 \rangle$  расположено именно в 90° направлении (см. рис.1.17 в).

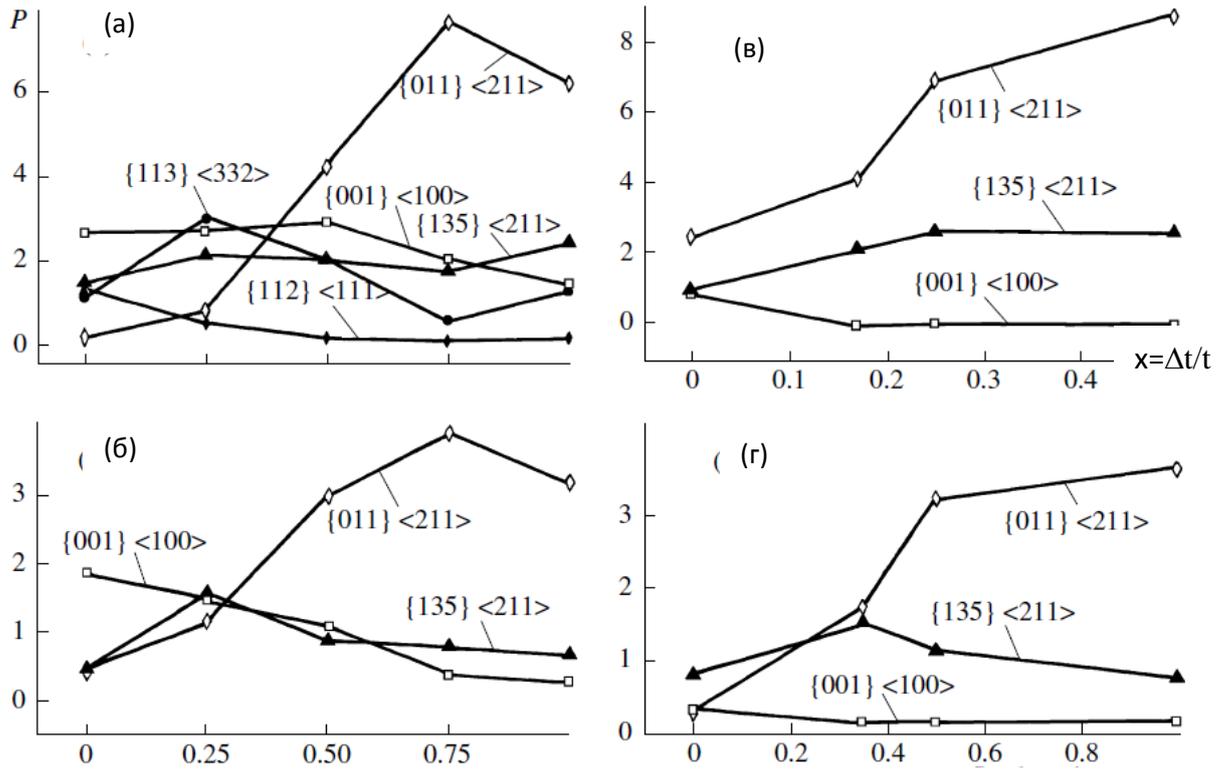


Рис.1.15. Распределение текстурных компонент  $\alpha$ -фазы (а, в) и  $\delta'$ -фазы (б, г) по сечению листов толщиной 8 (а,б) и 1,6 (в,г) мм:  $P$  – полюсная плотность;  $x$  – относительное расстояние от поверхности листа ( $S=1$ , среднее сечение) [75]

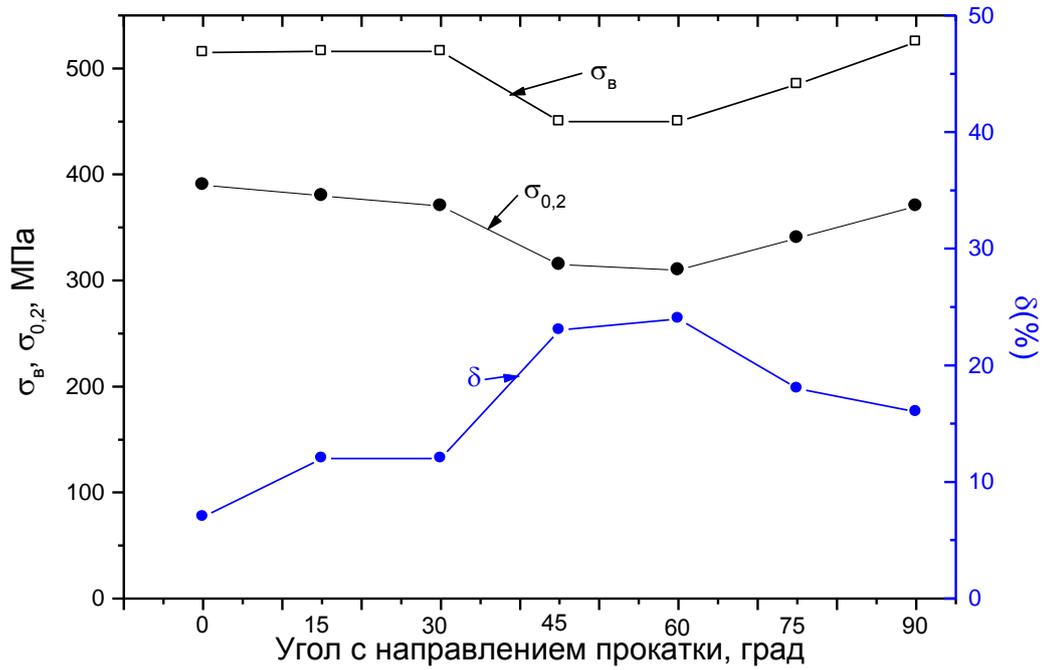


Рис.1.16. Анизотропия механических свойств для 8 мм листов сплава 1424 [75]

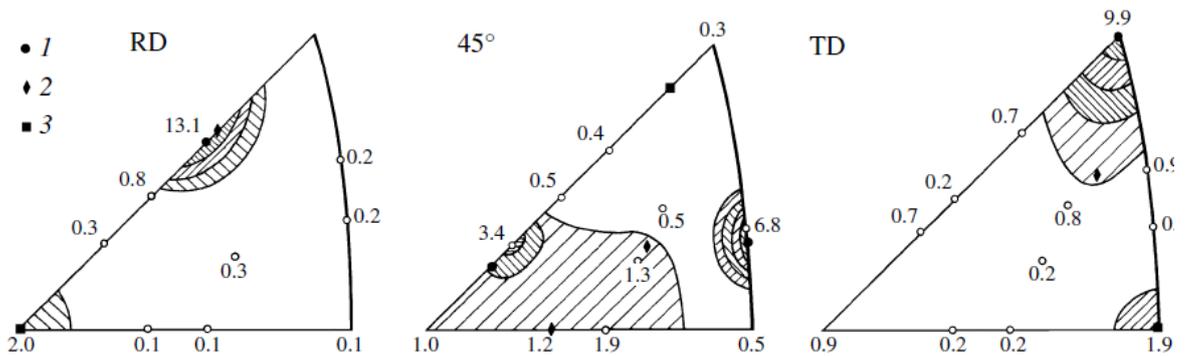


Рис.1.17. ОПФ для различных направлений листа сплава 1424 толщиной 4 мм ( $MoK_{\alpha}$ -излучение): (а) направление прокатки (НП); (б)  $45^0$  направление; (в) поперечное прокатке направление (ПН) [75]

Различие экспериментальных и расчетных значений анизотропии отмечено также в работе [70], где исследовали влияние текстуры на анизотропию механических свойств листов Al-Li сплава 2195 (4,3Cu-1,4Li-0,4Ag-0,35Mg-0,13Zr). Показано, что после закалки анизотропия прочностных свойств составила 5-10%. Холодная прокатки на 24% в направлениях  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  и  $90^\circ$  к исходному направлению прокатки привело к увеличению анизотропии до – 20-27%, при этом прокатка в измененном направлении ( $45^\circ$  и  $90^\circ$ ) усилила анизотропию предела текучести. Важно отметить, что текстура материала изменялась при этом незначительно и на основании оценки факторов Тейлора ее вклад в анизотропию составил 8-12%, что соответствовало реальной анизотропии листов после закалки и значительно ниже, чем анизотропия холоднокатанных листов. Вероятно, что на анизотропию оказывает влияние выделение текстурированной  $\delta'$ -фазы при холодной прокатке.

Для объяснения этого эффекта необходимо оценить влияние на анизотропию сплава упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ -фазы, которая характеризуется аналогичной твердому раствору текстурой, но при этом ее механизм деформации должен иметь специфику, связанную с наличием дальнего порядка. Характер ориентационной зависимости напряжений сдвига для упорядоченной  $L1_2$  фазы принципиально отличается от аналогичной зависимости для твердого раствора. Так, для твердого раствора максимальная прочность соответствует ориентировке  $\langle 111 \rangle$ , а минимальная –  $\langle 100 \rangle$ . В отличие от этого, максимальная прочность для  $L1_2$  структуры соответствует направлению  $\langle 100 \rangle$ , как это имеет место для монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов [77], поскольку при такой ориентировке фактор Шмида для скольжения по плоскостям куба  $\{001\}\langle 110 \rangle$  будет нулевым. Для упорядоченных по типу  $L1_2$  структур скольжение по плоскостям куба может быть предпочтительнее скольжения в плотноупакованных плоскостях при высоких значениях ЭДУ, характерной для алюминиевых сплавов, поскольку в первом случае скольжение не приводит к нарушению порядка и не требует расщепления полной дислокации на две частичные с образованием полосы дефекта упаковки. Возможно, что влияние на деформационные характеристики сплавов с литием дополнительного легирования Ag и Zn связано, прежде всего, с их воздействием на величину ЭДУ, которая возможно снижается при легировании, как это происходит в сплавах на медной основе.

Важной особенностью деформированной структуры сплавов с Li и Sc является образование полос сдвига при холодной прокатке. Образование полос сдвига связывают [78, 79] с наличием упорядоченных  $L1_2$  типа фаз ( $Al_3Li$ ,  $Al_3Sc$ ), когерентных Al матрице. При этом перерезание частиц парными дислокациями обуславливает

локализацию деформации и как следствие образование полос сдвига. В числе факторов, способствующих образованию полос сдвига, указывают: (1) содержание легирующих элементов (Li, Sc, Mg); (2) состояние сплава перед холодной прокаткой, определяющее объемную долю выделений; (3) интенсивность холодной прокатки.

Полученные в [75] результаты полностью согласуются с предложенными механизмами образования полос сдвига, а также позволяют их конкретизировать. Формирование когерентных выделений упорядоченных  $L1_2$  типа фаз  $Al_3Li$  и  $Al_3Sc$  в процессе прокатки дает максимальную степень совпадения плоскостей и направлений скольжения по системе  $\{111\}\langle 110\rangle$  в  $\alpha$ - и  $\delta'$ -фазах и если скольжение осуществляется по этой системе в упорядоченной  $\delta'$ -фазе, пусть и с расщеплением полной дислокации на две частичные с образованием полосы дефекта упаковки, такая ориентировка наиболее благоприятна с точки зрения пересечения дислокацией границы раздела фаз. Напротив, если скольжение в  $\delta'$ -фазе осуществляется по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$ , то когерентность частиц с матрицей дает максимальное несовпадение плоскостей скольжения в  $\alpha$ - и  $\delta'$ -фазах. Поэтому в этом случае неизбежна локализация деформации, которая приводит к полосам сдвига. Отмечают влияние полос сдвига на максимальную степень деформации за проход при холодной прокатке, эффект «обратной» анизотропии, термическую стабильность (эффект ДНН). Образование полос сдвига также [80] связывают с геометрическим разупрочнением,  $dM/d\varepsilon < 0$  ( $M$  – фактор Тейлора).

Анализ формирования текстуры и анизотропии механических свойств в листовых полуфабрикатах из сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li показал, что в них формируется неоднородная по сечению листов многокомпонентная текстура, в которой доминирует компонент текстуры «латуни»  $\{110\}\langle 112\rangle$ , при этом текстура сплавов варьируется в зависимости от геометрических условий прокатки, температуры, дробности деформации и не является специфичной по отношению к другим алюминиевым сплавам и более того вообще ко всем ГЦК сплавам. При этом анизотропия механических свойств сплавов с литием существенно превышает все другие алюминиевые сплавы. Объясняется это наличием значительного количества (до 20%) когерентной упорядоченной  $\delta'$ -фазы с  $L1_2$  решеткой, которая обладает текстурой почти полностью совпадающей с текстурой твердого раствора, при этом механизм деформации упорядоченной фазы принципиально отличается от твердого раствора. В случае действия в матрице и выделении различных систем сдвига одинаковая текстура приводит к максимально возможной несовместности деформации и как следствие дает

дополнительный вклад, как в упрочнение, так и в анизотропию свойств и возможно в снижение пластичности.

### **1.7. Способы управления процессами текстурообразования листовых полуфабрикатов и плит из сплавов Al-Cu-Li**

Кристаллографическая текстура образуется при производстве деформированного полуфабриката из Al-Li сплавов и играет важную роль в формировании служебных свойств изделий из этих сплавов. В этой связи этой проблеме уделяется серьезное внимание и в недавней монографии текстурам посвящена отдельная глава (одна из 16) [81], где рассматривается текстурообразование при ОМД и при последующей упрочняющей термической обработке полуфабриката, включающей обработку на твердый раствор, растяжку и старение.

Важнейшей проблемой для обеспечения служебных свойств полуфабрикатов из сплавов Al-Li является анизотропия свойств, исследованию которой посвящено много работ [82-95], при этом наиболее острой проблемой здесь является  $45^0$ - анизотропия, которая проявляется в том, что при острой текстуре в  $45^0$  направлении прочностные свойства минимальны. Этот эффект наиболее существенен, поскольку требует контролировать свойства в нестандартных направлениях.

Среди проблем, связанными с текстурными исследованиями, указывают следующие:

- (1) Как влияет температура и время нагрева на формирование различных компонентов текстуры [96]?
- (2) Как влияют выделения на формирование текстурных компонент, какова иерархия взаимодействия с дислокациями различных частиц в плане влияния на текстуру холодной деформации [97]?
- (3) В последнее время усилился интерес к пониманию процессов текстурообразования при сварке трением с перемешиванием и технологиях интенсивной пластической деформации [98,99]
- (4) Чем отличаются механизмы текстурообразования сплавов Al-Li по сравнению с остальными сплавами Al, в особенности это относится к влиянию состава, энергии образования дефекта упаковки, которая для сплавов с литием ниже, чем у других сплавов?
- (5) Как влияет процессы старения на текстуру листов и толстых плит [100,101]?

(б) Каким образом получить полуфабрикаты с контролируемой текстурой [102,103].

Полуфабрикаты, полученные из сплавов 2-го поколения, таких как 8090, 2090 обладают более выраженной анизотропией свойств по сравнению со сплавами 3-го поколения, что явилось основной причиной разработки 3-го поколения сплавов [104]. В работах [82-95] проведены систематические исследования текстуры прокатки при температурах 450-540<sup>0</sup>С двойных и тройных сплавов системы Al-Cu-Li. На рис.1.18. приведены полученные в этих работах результаты в виде относительных интенсивностей основных компонентов текстуры (Br, Cu, S) для с различным соотношением Li/Cu. Видно, что максимальная интенсивность компонента текстуры «латуни», с которым обычно связывают выраженную анизотропию механических свойств соответствует сплаву с 2,1% Li и 2,9% Cu.

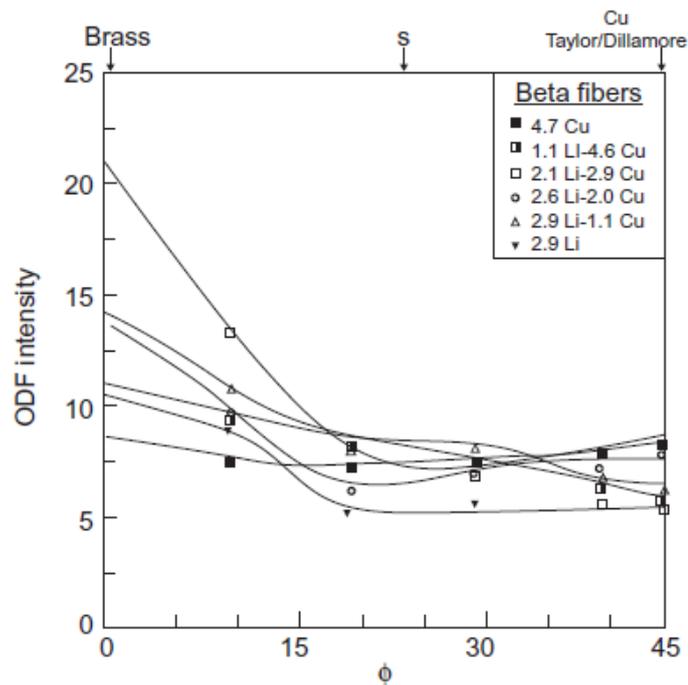


Рис.1.18. Относительные интенсивности основных компонентов текстуры прокатки для двойных и тройных сплавов системы Al-Cu-Li [81].

Практический опыт и некоторые закономерности, установленные при изучении текстурообразования при технологических операциях позволили выявить некоторые способы ослабления текстуры и соответственно анизотропии свойств полуфабрикатов:

1. Перестаривание перед деформацией, которое может обеспечить более однородную деформацию скольжением в процессе формоизменения, что в свою очередь должно ослабить компонент текстуры «латуни» [105].
2. Замена Zr другими элементами-измельчителями зерна, такими как Mn и Cr, которые в отличие от Zr, который усиливает текстуру, могут ее ослабить [106].
3. Осуществлять операцию растяжки, которая следует за обработкой на твердый раствор, в направлении, отличающимся от направления прокатки, что может изменить направленность выделений при последующем старении [107].
4. Снизить величину обжатия при прокатке.
5. Провести рекристаллизационный отжиг на промежуточном этапе деформации, как это показано на технологической схеме на рис.1.3, предложенной в [101].

Следует отметить, что способ 1 (перестаривание) для большинства сплавов Al-Li уменьшает вязкость разрушения. Эффективным способом ослабления текстуры является рекристаллизационный отжиг (рис.1.19).

В работе [104] дан пример текстурного контроля плит для сплава 3-го поколения AA2199 (рис.1.20). Приведены сравнительные результаты определения прочностных свойств в различных направлениях плиты (НП  $-0^{\circ}$ ,  $45^{\circ}$  и ПН- $90^{\circ}$ ) для нерекристаллизованных плит сплава 2199-T86, сплава 2-го поколения AA 8090-T86 и традиционного сплава AA 2024-T351. Видно, что сплав 2199 практически изотропен в плоскости плиты (рис.1.20а), а также для него прочность одинакова в различных сечениях плиты (рис.1.20б).

Выраженную анизотропию в сплавах Al-Li обычно связывают с формированием текстуры «латуни», однако в ряде текстурных исследований такой тип текстуры обнаруживают в сплавах других систем легирования. Так в работе [108] исследовали формирование текстуры типа «латуни» в сплаве системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr. Сляб 200x150x80 мм сплава 6.20 Zn-2.28 Mg-1.62 Cu-0.13 Zr-0.14 Fe-0.12 Si прокатывали на 50% вдоль оси слитка, а затем на 30% в перпендикулярном направлении. После этого до конечной толщины 6 мм докатывали, меняя направление прокатки каждые 6% обжатия.

После прокатки, судя по ФРО присутствовали различные близкие к текстуре латуни ориентировки. После закалки от  $465^{\circ}$ , 1.5 час. в листе обнаружили однокомпонентную «повернутую» текстуру латуни  $\{110\}\langle 556 \rangle$ . Судя по полюсным фигурам тип текстуры после прокатки и закалки не изменился, а только слегка усилился (рис.1.21). В табл.1.7 приведены результаты исследования текстуры в сплавах

алюминия, где были обнаружены компоненты текстуры латуни как главного компонента текстуры.

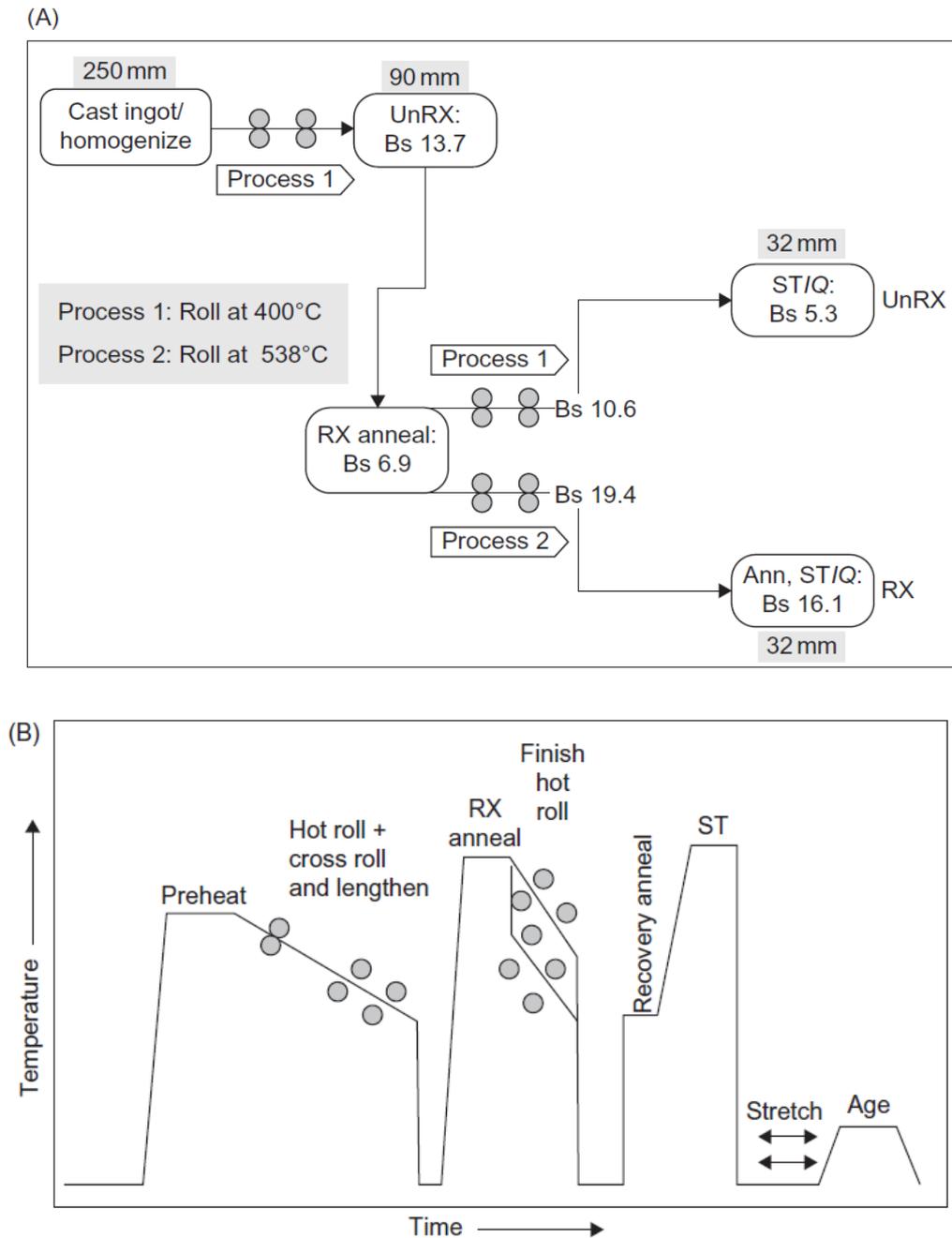
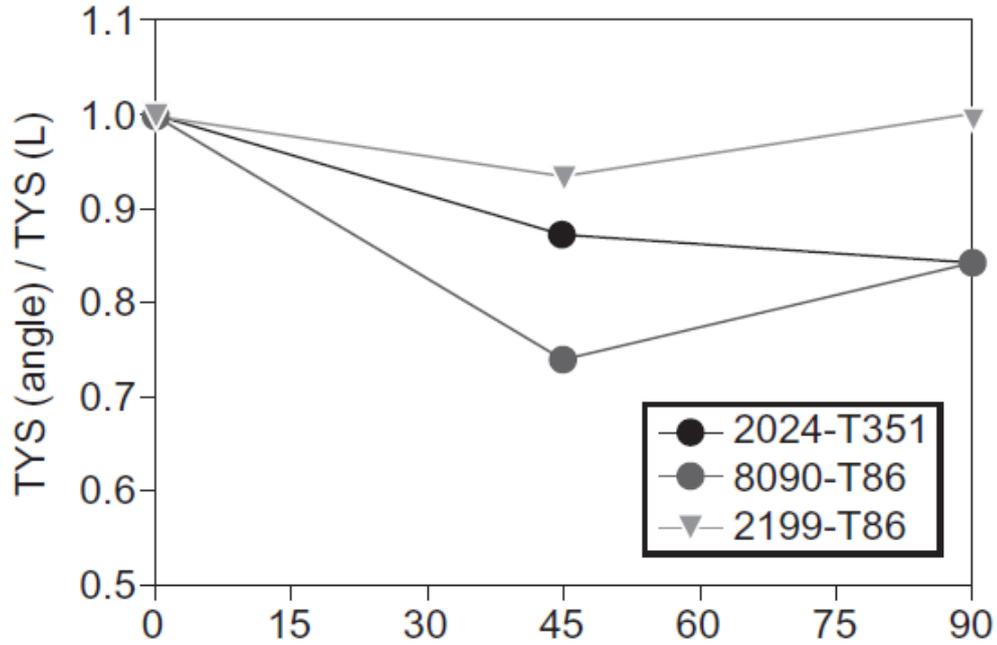
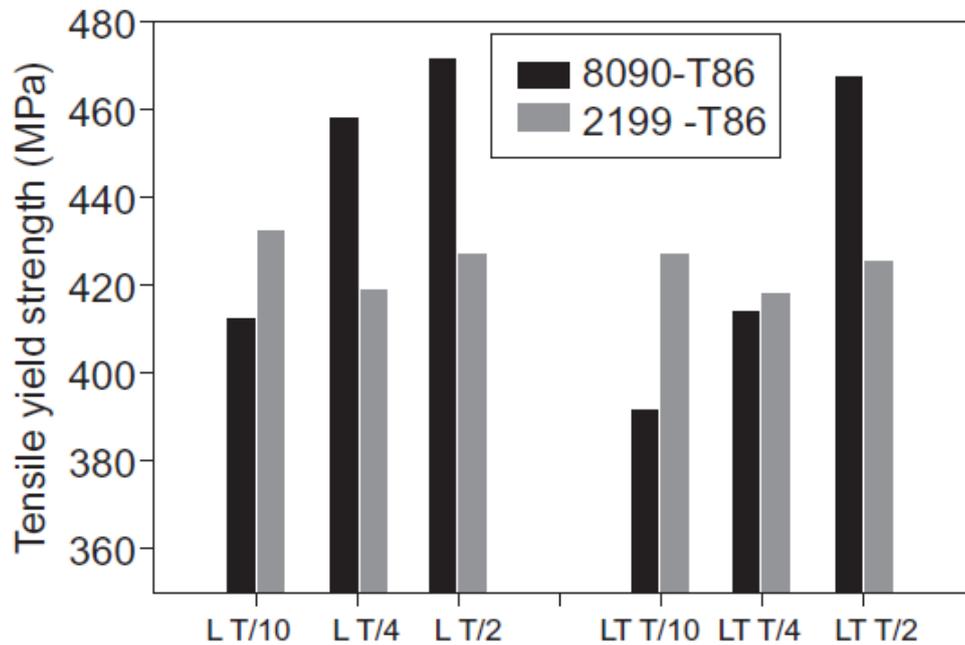


Рис.1.19. Схемы получения полуфабриката с пониженной анизотропией: А – Alcoa/AFRL процесс получения толстых плит сплавов Al-Li-Cu-Mn-Zr с пониженной интенсивностью текстуры [101]; В – схема получения пониженной интенсивности текстуры «латуни» в нерекристаллизованных плитах из сплавов Al-Li [104]; UnRX – нерекристаллизованный, RX рекристаллизованный материал



(A) Angle from rolling direction



(B) Orientations (L, LT) and through-thickness positions

Рис.1.20. Сопоставление пределов текучести в различных направлениях в плоскости плиты (A) и в различных сечениях плиты (B) для плит из сплавов 2199-T86, 8090-T86 и 2024-T351

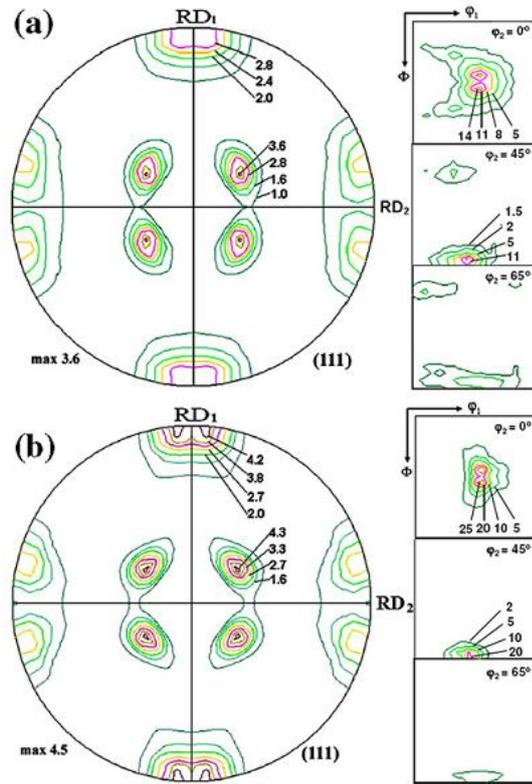


Рис.1.21. Полюсная фигура  $\{111\}$  и сечения ФРО ( $\psi_2=0, 45$  и  $65^\circ$ ) для горячекатаного (а) и обработанного на твердый раствор (б) сплава

Табл.1.7. Тектурные компоненты и технологические условия получения образцов из различных сплавов Al

Alloy	Processing	Principal texture component	Minor texture components	References
Al-6Cu-0.4Zr	Plain-strain deformation (375 °C)	$15^\circ$ rotated Bs	weak Cu	Bate et al. [15]
Al-Cu-Li-Ag-Zr	Upset forging (440 °C) and hot rolling (385 °C)	$\{110\}\{112\}$	$\{123\}\{uvw\}$ and $\{135\}\{211\}$	Shamrai et al. [16]
Al-2.6 Li-1.2 Cu-0.7 Mg-0.13 Zr	Hot rolling and cold rolling with interpass annealing	$\{110\}\{112\}$	Not identified	Fox et al. [17]
AA 8090 alloy	Hot rolled	$\{110\}\{223\}$ ( $7^\circ$ rotated Bs)	Goss and ND Cube	Bowen [18]
Al-1 Mg-0.8 Si-1 Cu	Hot rolling (520 °C)	$\{110\}\{113\}$	$\{111\}\{112\}$ and $\{012\}\{121\}$	Singh and Singh [19]
Al-1 Mn-1.2 Mg	Hot rolling (470 °C)	$\{110\}\{112\}$	Cu and S	Bate and Oscarsson [20]
Al-4.5 Mg-0.3 Mn-0.26 Fe	Hot rolling (500 °C)	$\{110\}\{112\}$	$\{225\}\{554\}$ , Cube, $\{111\}\{112\}$	Visser et al. [21]
AA1050+1 Mn	Plain-strain compression (400 °C)	$\{110\}\{112\}$	Cu and S	Juul Jensen et al. [22]
Al-Zn-Mg-Cu-Zr (AA7010)	Hot rolling (430 °C)	$\{110\}\{112\}$	Cu, S and weak Cube	Zeng et al. [9]
Al-Zn-Mg-Cu-Zr (AA7010)	Plain-strain compression (440 °C)	$\{110\}\{112\}$	Cu and S	Engler et al. [6]
Al-Zn-Mg-Cu-Zr (AA7010)	Hot cross-rolling with frequent interpass annealing	$\{110\}\{556\}$	-	Present work

Компонент  $\{011\}\langle 655 \rangle$  составляет с идеальной текстурой латуни  $9,4^\circ$ , поэтому эта ориентировка близка к реализации симметрии 4-го порядка, которую требуют

условия перекрестной прокатки (рис.1.22). Кроме того на развитие этого компонента текстуры влияет рекристаллизация во время отжига между проходами. В нашем случае процесс рекристаллизации контролируется наличием  $Al_3Zr$  дисперсоидов. Исследования методом EBSD показали, что после прокатки рекристаллизованные зерна относились к кубической ориентировке или ориентировке «повернутого» куба. Относительная стабильность близких к текстуре латуни ориентировок при отжиге способствует усилению компонентов текстуры латуни/повернутой текстуре латуни. Это видно по тому, что вытянутые зерна на рис.1.23 относятся к этим компонентам текстуры. Известно, что текстура латуни является особенно сильной в тех сплавах, в которых присутствуют частицы, препятствующие рекристаллизации. Возможно, что здесь играют роль два фактора: частицы наиболее интенсивно выделяются в зернах с максимальной эффективной деформацией, которая увеличивается в ряду  $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle \rightarrow \langle 112 \rangle \rightarrow \langle 135 \rangle \rightarrow \langle 110 \rangle$ , т.е. в зернах близких к текстуре латуни. Поэтому в них нет рекристаллизации, а рекристаллизация происходит только в зернах с меньшей эффективной деформацией и соответственно меньшей плотностью частиц. Результат зависит от нескольких факторов. Если общее количество частиц мало, то рекристаллизованные крупные зерна с кубической ориентировкой вырастут до большого размера и поглотят все деформированные зерна, в том числе и с текстурой латуни и тогда получится кубическая текстура или если частиц много, то размер рекристаллизованных зерен мал и они останутся слабым фоном для текстуры латуни.).

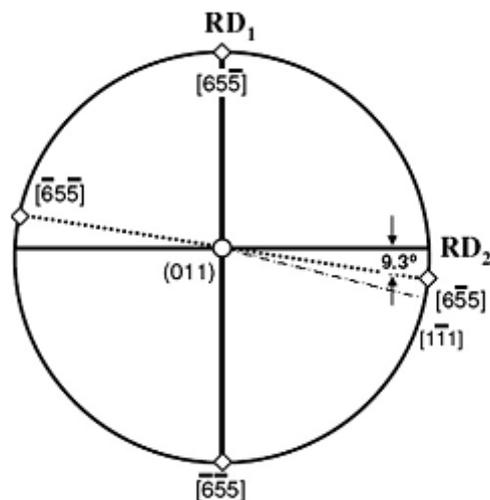


Рис.1.22. Стереографическая проекция, демонстрирующая близкую к «четверной» симметрию текстуры  $\{011\}\langle 655 \rangle$  по отношению к направлениям деформации при перекрестной прокатке

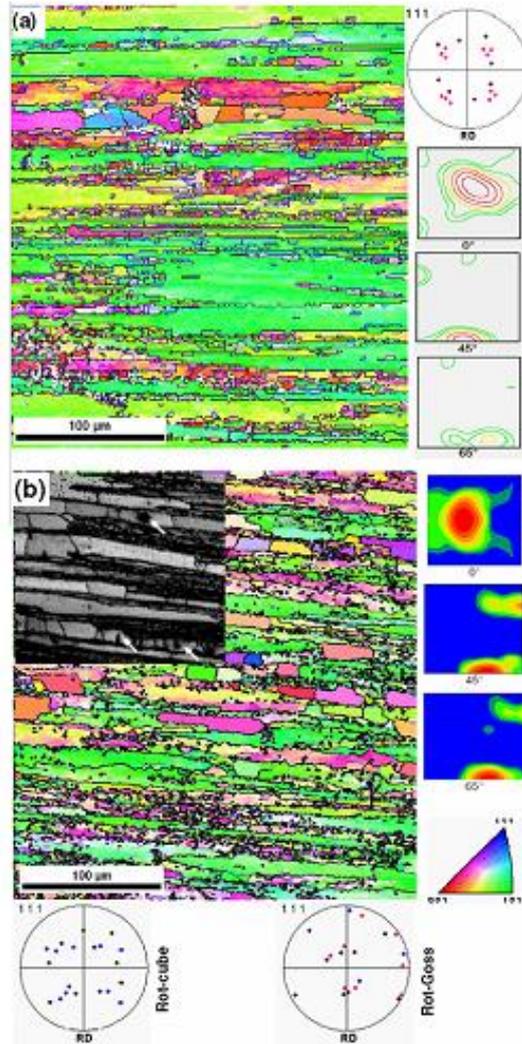


Рис.1.23. Локальные ориентации рекристаллизованных зерен в виде EBSD изображений микроструктуры, ОПФ и сечений ФРО ( $\psi_2=0, 45$  и  $65^\circ$ ) для горячекатаного (а) и обработанного на твердый раствор (b) сплава

## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1. Материалы исследования

Сравнение трудозатрат при изготовлении деталей на фрезерных станках и посредством механосборочных работ показало, что более эффективным является изготовление крупногабаритных панелей с высокими ребрами жесткости, а не сборка этих панелей из большого количества более мелких элементов с приклепанными ребрами. По этой причине были изменены подходы к проектированию деталей, поскольку при этом значительно снижается количество применяемых крепежных элементов, что обеспечивает снижение массы изделия, а существенно сокращается время сборки изделия, состоящего из крупногабаритных деталей. Это в свою очередь привело к увеличению количества применяемых плит большой толщины, способных обеспечить изготовление деталей с высокими ребрами жесткости. Для реализации этой концепции были созданы фрезерные центры, позволяющие изготавливать крупногабаритные детали с большой скоростью и высоким качеством поверхности. Современные пятикоординатные станки благодаря применению компьютерного программирования обеспечивают снижение трудоемкости изготовления деталей и повышение производительности.

В результате возникла необходимость разработки технологии изготовления плит толщиной до 80 мм из нового высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1461 для внедрения его в конструкцию. Всесторонние исследования и паспортизация плит из сплава В-1461, проведенные во ФГУП ВИАМ показали существенное превосходство их над аналогичными плитами из сплава В950чТ2 по модулю упругости на 9%, удельной прочности на 11%, пределу текучести на 14% и в 1,5-2 раза более высоким характеристикам жаропрочности и коррозионной стойкости (таблица 2.1).

Таблица 2.1 - Квоты превосходства сплава В-1461Т<sub>1</sub>

Характеристики	В-1461Т <sub>1</sub>	В950чТ <sub>2</sub>	Квоты, %
Плотность (d), кг/м <sup>3</sup>	2630	2850	7,5
Е, ГПа (20 °С)	78,5	72	9
σ <sub>В/d</sub> , кМ	20	18	11
σ <sub>0,2</sub> , МПа	490	430	14
σ <sub>100ч</sub> <sup>150 °С</sup> , МПа	365	215	70
σ <sub>0,2/100ч</sub> <sup>150 °С</sup> , МПа	330	175	88
Е, ГПа (150 °С)	72,5	62	17

Заготовки под плиты толщиной 80 мм из сплава В-1461 (Al-2,8Cu-1,7Li-0,5Mg-0,5Zn-0,1Zr-0,06Sc) получали поперечно-продольной (по отношению к оси слитка) прокаткой при температурах 420-470<sup>0</sup>С на «КУМЗ», затем их подвергали нагреву и выдержке 1 час при 540<sup>0</sup>С, охлаждали в воде и подвергали правке растяжением с остаточной деформацией 2-3%. С поверхности плиты фрезерованием удаляли с обеих сторон по ~5 мм и вырезали темплеты 25x100x70 мм<sup>3</sup>, которые исследовали после закалки и правки растяжением (1) и старения по трем режимам: 120<sup>0</sup>С, 20 час (2); 120<sup>0</sup>С, 20 час.+ 140<sup>0</sup>С, 24 час. (3); 120<sup>0</sup>С, 20 час.+ 140<sup>0</sup>С, 24 час.+ 150<sup>0</sup>С, 24 час. (4). Кроме этого исследовали также темплет, который прошел полный цикл термообработки на «КУМЗ» (5). От каждого из темплетов отрезали по пять пластин толщиной ~7 мм, которые позволяли исследовать распределение структурных характеристик и твердости в 6 сечениях плиты от подповерхностного слоя после удаления с поверхности слоя в 5 мм (1) и от сечений, отстоящих на 0,1Т, 0,2Т, 0,3Т, 0,4Т и 0,5Т, где Т=70мм.

Сплав 1420 (Al-5.6 Mg- 2.0 Li- 0.3 Mn- 0.1Zr) в виде теплокатаного листа толщиной 10 мм подвергали холодной прокатке с обжатиями 8-70% и определяли периоды решетки твердого раствора и текстуру на различных стадиях прокатки.

## **2.2. Методы исследования**

### *2.2.1. Механические испытания, термическая обработка, металлография*

Измерения твердости проводили на приборе MacroMet 5100Т с нагрузкой 100 кгс и шкалой измерения HRВ. Замеры производили в 6 сечениях плиты от подповерхностного слоя после удаления с поверхности слоя в 5 мм и от сечений, отстоящих на 0,1Т, 0,2Т, 0,3Т, 0,4Т и 0,5Т, где Т=70мм (рис.2.1). Для каждого сечения осуществляли не менее 5 замеров.

Характеристики механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ) при комнатной температуре определялись в ФГУП ВИАМ. Для определения свойств в долевом и поперечном направлениях использовали цилиндрические образцы по ГОСТ1497-84 с диаметром рабочей части 10 мм и длиной рабочей части 100 мм. Образцы вырезали на расстоянии 0,25Т и 0,5Т для оценки неоднородности механических свойств по сечению плиты. Для высотных образцов использовали образцы с диаметром рабочей части 6 мм и длиной - 36 мм. Термическую обработку образцов проводили в печи с воздушной атмосферой СНОЛ-1,6,2,5.1/9-И4.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Karl Zeiss Axio Observer (рис.) при увеличениях до 1000 крат с использованием программы

анализа изображений NEXSYS ImageExpert Pro 3, который позволяет проводить количественный фазовый анализ различными методами, в т. ч. методом секущих.

Для определения твердости образцов по Роквеллу на цифровом макротвердометре MacroMet 5110 (рис.) Измерения твердости проводили по шкале В. Шкалу В применяют для испытаний металлов средней твёрдости. При измерении твердости по Роквеллу твердость определяли по величине отпечатка от вдавливания индентора. В этом случае происходит пластическая деформация материала. Чем больше сопротивление материала пластической деформации, тем выше твердость. В качестве индентора использовалась шарик диаметром 1,588 мм из закалённой стали.

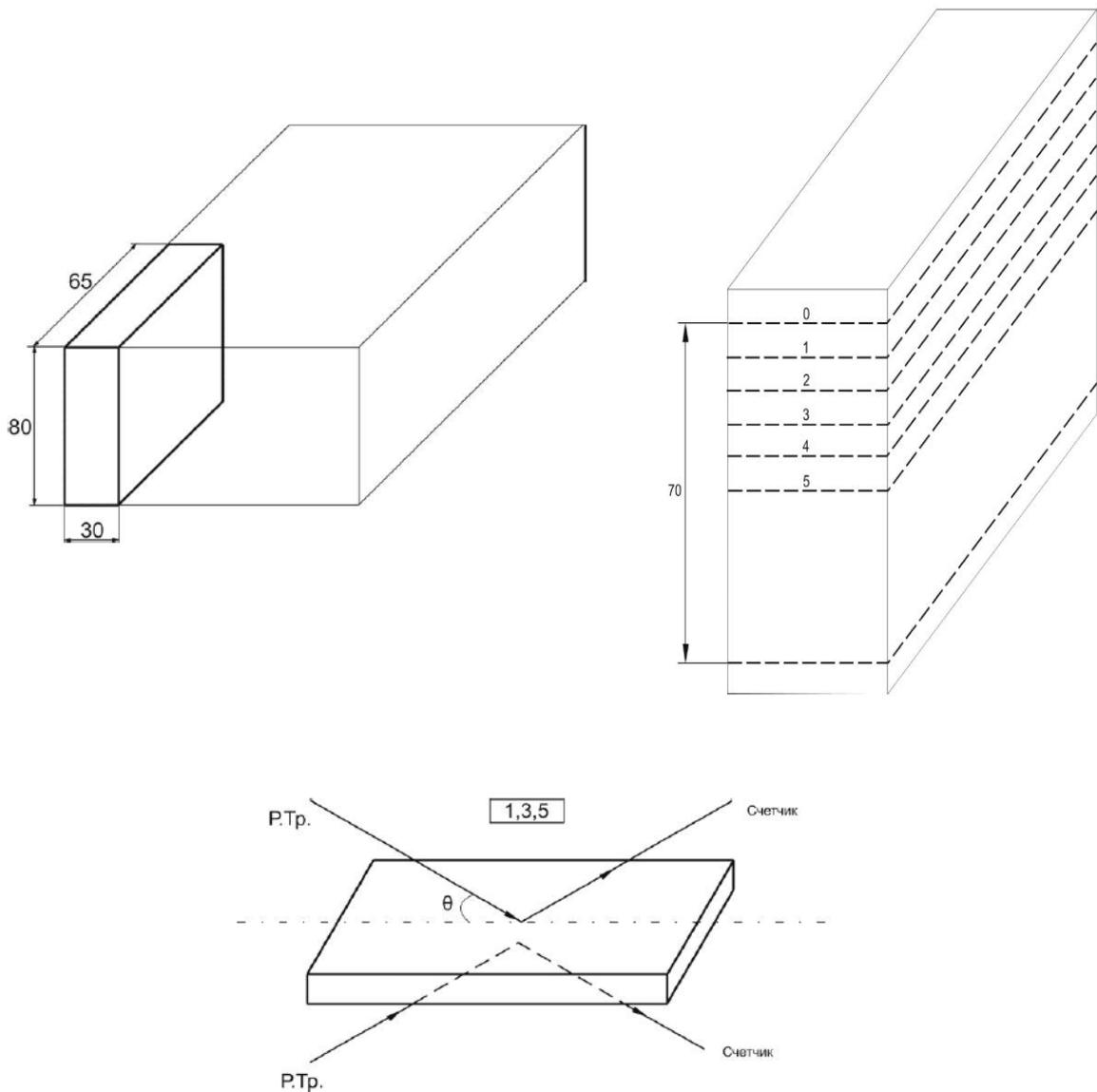


Рис.2.1. Схема вырезки образцов: рентгеновскую съемку и измерение твердости проводили с обеих сторон 1(0Т, 0,1Т), 3 (0,2Т, 0,3Т) и 5(0,4Т, 0,5Т) образцов, где

$T=70\text{мм}$ .

При испытании по Роквеллу сначала прикладывается малая (предварительная нагрузка)  $F_0=98\text{ Н}$  (10 кг) для надёжного прижатия наконечника к образцу (рис.2.2.). Затем дополнительно прикладывается дополнительная нагрузка  $F_1$ , которая в сумме с предварительной нагрузкой составляют общую нагрузку  $F$ , прикладываемую к испытываемому образцу ( $F_0+F_1=F$ ). При отсчёте числа твёрдости нагрузка  $F$  уменьшается до  $F_0$ . Таким образом, твёрдость по Роквеллу характеризуется разницей между максимальной глубиной проникновения в материал наконечника (выраженной в делениях шкалы прибора) и остаточной глубиной его проникновения после снятия основной нагрузки.

При измерении по шкале В

$$HRB = 130 - \frac{e}{0.002}$$

где  $e$  – остаточная глубина проникновения наконечника.

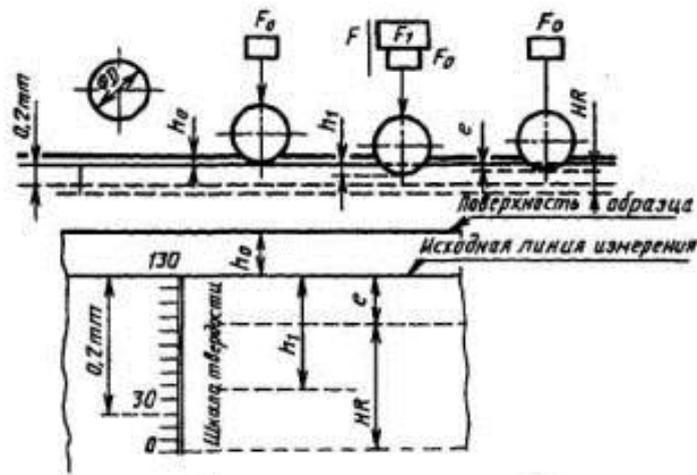


Рис. 2.2. Схема измерения методом Роквелла

#### Преимущество метода Роквелла:

- возможность проводить испытания высокой твёрдости путём отсчёта по шкале индикатора без вычисления или пользования специальными таблицами;
- малая повреждаемость поверхности в результате его применения;
- высокая производительность измерения.

#### 2.2.2. Рентгеновские исследования

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4. Измерения периодов решетки  $\alpha$ -твёрдого раствора осуществляли в фильтрованном

CuK $\alpha$ -излучении и использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции  $\theta \sim 80-81^\circ$ . Текстуру оценивали с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ), для чего осуществляли съемку рентгенограмм в фильтрованном MoK $\alpha$ -излучении в диапазоне углов  $2\theta = 6-75^\circ$ , который позволял получить значения полюсной плотности для 12 независимых рефлексов на стереографическом треугольнике (рис.2.3). Значения полюсной плотности ( $P_{hkl}$ ) для 10 отражений hkl от атомных плоскостей: 001,  $\bar{1}13$ ,  $\bar{1}12$ ,  $\bar{3}35$ ,  $\bar{1}11$ ,  $\bar{1}22$ ,  $\bar{1}33$ , 011, 013 и 012 рассчитывали стандартным методом как отношение интенсивностей соответствующих рефлексов.

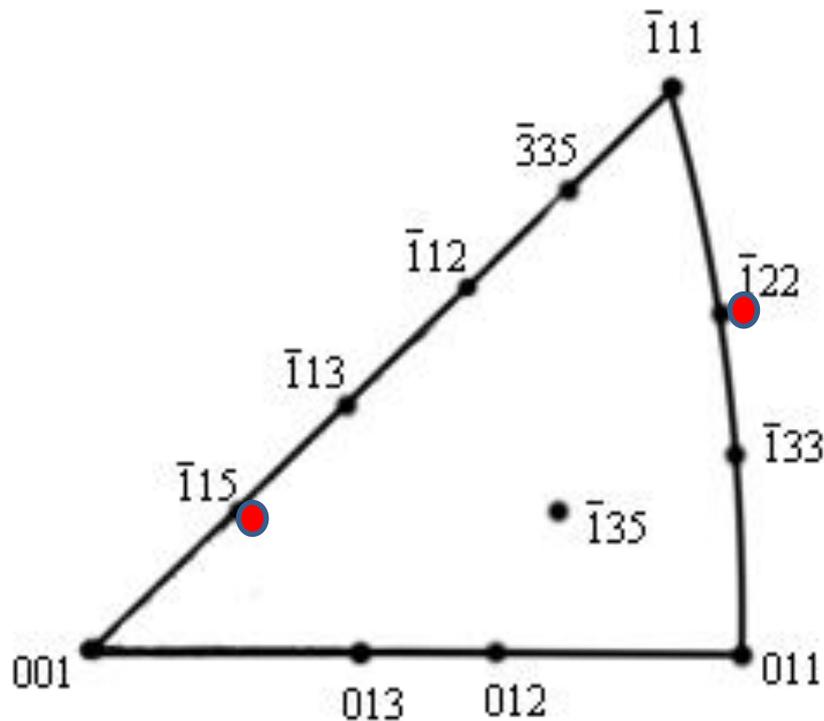


Рис. 2.3. Стандартный стереографический треугольник, на котором показаны экспериментальные рефлексы, используемые при построении ОПФ (красным цветом отмечены «двойные» рефлексы).

Для случая «двойных» рефлексов (115)/(333) и (006)/(244) величины полюсных плотностей для рефлексов (115) и (244), которым на стереографическом треугольнике соответствуют полюса атомных плоскостей  $\bar{1}15$  и  $\bar{1}22$ , определяли с учетом того, что для сопутствующих им парным рефлексам (333) и (006) значения полюсных плотностей известны по другим порядкам отражения для тех же плоскостей решетки – (111) и (222) для (333) и (002) и (004) для (006). Поэтому полюсные плотности для

рефлексов (333) и (006) можно рассчитать как средние значения полюсных плотностей для других порядков отражения:

$$P_{333}=(P_{111}+P_{222})/2 \text{ и } P_{006}=(P_{002}+P_{004})/2$$

$$\text{Тогда: } P_{115}=\frac{(I_{115}^{\text{тек}} + I_{333}^{\text{тек}}) - P_{333} \times I_{333}^{\text{эт}}}{I_{115}^{\text{эт}}} \text{ и } P_{122}=P_{244}=\frac{(I_{244}^{\text{тек}} + I_{006}^{\text{тек}}) - P_{006} \times I_{006}^{\text{эт}}}{I_{244}^{\text{эт}}}$$

Где:  $I_{hkl}^{\text{тек}}$  и  $I_{hkl}^{\text{эт}}$  – интегральные интенсивности рефлексов  $hkl$  для текстурированного и бестекстурного образца (эталоны) соответственно.

Размер частиц  $\delta'$ -фазы (D) определяли с помощью уравнения Селякова-Шеррера на основании величины физического уширения ( $\beta$ ) сверхструктурного рефлекса (110) съемкой в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении:

$$D=\lambda/(\beta \cos\theta) \quad (2.1)$$

Величину физического уширения определяли методом аппроксимации формы дифракционной линии эталона,  $f(x)$  и исследуемого образца,  $F(x)$  с помощью аналитических функций типа  $f(x)=(1+\alpha x^2)^{-2}$  и  $F(x)=(1+\beta x^2)^{-2}$  соответственно.

Вычисление величины физического уширения ( $\beta$ ) осуществляли в два этапа. Сначала вводили поправку на монохроматичность рентгеновского излучения на основании зависимостей  $V_0/V$  от  $\delta/V$ , где  $\delta$  - величина междублетного расстояния. В случае съемки в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении с углом дифракции для рефлекса (110)  $\theta=15,5^\circ$ ,  $\delta=0,03^\circ$ . Затем поправку на геометрическое уширение, величину которого,  $b_0$ , определяли съемкой эталона, в качестве которого использовали образец, величина физического уширения которого пренебрежимо мала. При этом использовали зависимости  $\beta/V_0$  от  $b_0/V_0$ .

### 2.2.3. Количественные методы исследования фазовых превращений в сплавах алюминия

Содержание элементов образующих твердый раствор замещения — главные легирующие компоненты термоупрочняемых алюминиевых сплавов, ограничено температурной зависимостью растворимости в твердом состоянии (рис.2.4). Они могут расширять, или сжимать решетку, в зависимости от размеров атомов сравнительно с размером атома алюминия, а также электронного фактора и валентности. Практически расширение, или сужение решетки близкая к линейной зависимость концентрации твердого раствора для данного растворенного атома (закон Вегарда). Изменение параметра решетки двойного твердого раствора на основе алюминия отнесенное к параметру решетки чистого алюминия показано на рис. 2.5. как функция концентрации

твёрдого раствора выраженной в массовых процентах. Из элементов чаще всего присутствующих в алюминиевых сплавах только магний в растворе расширяет решетку. Магний и хром имеют наибольший эффект на 1% масс, но растворимость хрома сравнительно мала.

Изменение параметра решетки отнесенного к параметру чистого алюминия в зависимости от концентрации л.э. в атомных процентах представлено на рис.2.6. При рассмотрении концентрационных зависимостей в атомных процентах видно, что сужение решетки в результате растворения меди несколько выше, чем расширение при растворении магния. Согласно первому приближению эффект от растворения разных компонентов в тройных и более сложных системах складывается аддитивно.

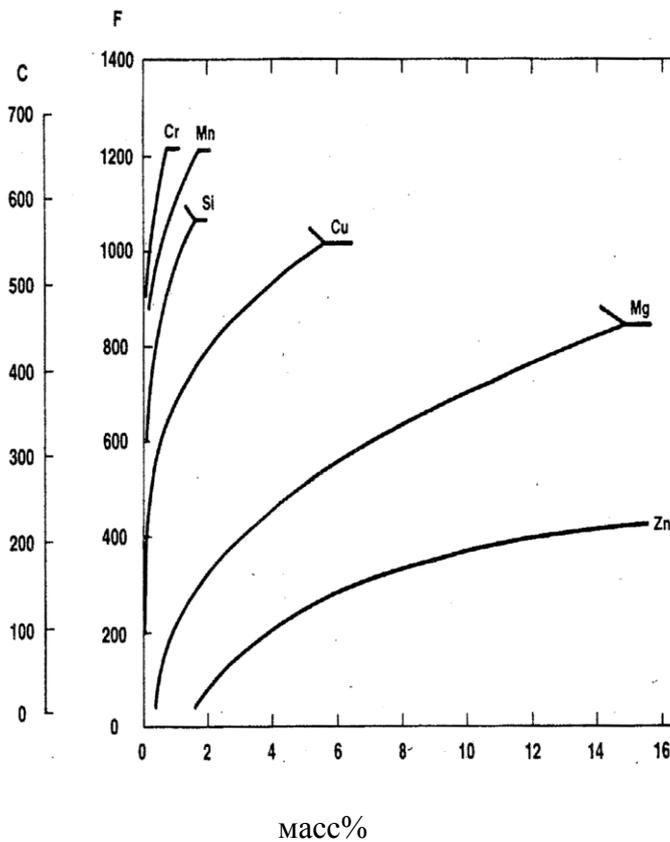


Рис.2.4. Пределы растворимости л.э. в Al

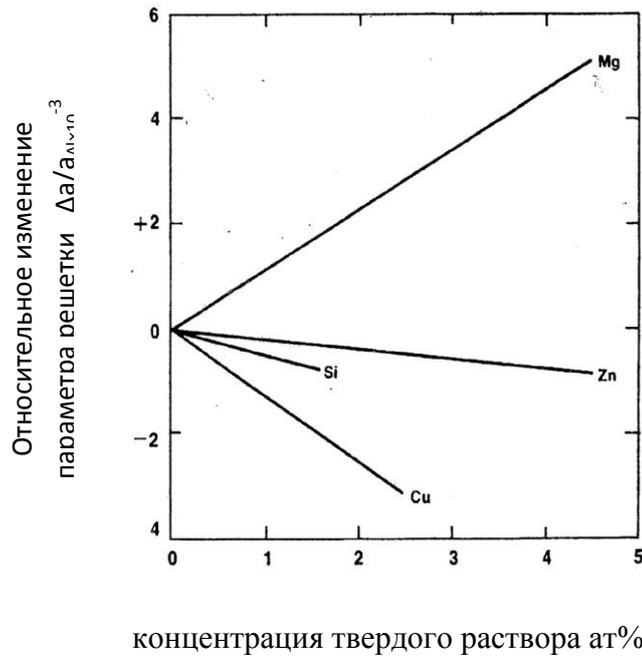


Рис.2.5. Зависимость относительного изменения параметра решетки твердого раствор Al от концентрации л.э. в ат%

Необходимо принять во внимание, то что на изменение плотности и удельного объема при изменении состава твердого раствора влияет не только изменение параметра решетки, но также замещение л.э. с атомным весом отличным от алюминия. Таким образом, при вычислении удельного объема необходимо учитывать средний атомный вес так же как параметр решетки. Зависимость удельного объема,  $V$ , однофазного твердого раствора на основе алюминия может быть теоретически рассчитан следующим образом:

$$V = \frac{N_A a^3}{An} \quad (2.2)$$

где  $V$ -удельный объем при 25°C, см<sup>3</sup>/г;  $N_A$  –число Авогадро  $6,022 \times 10^{23}$  моль<sup>-1</sup>;  $a$ - параметр решетки при 25°C, см;  $A$  -атомный вес;  $n$  –число атомов на элементарную ячейку =4; для чистого Al;  $a_{Al}=4.04958 \times 10^{-8}$ ;  $A_{Al}=26.98$ ;  $V_{Al}=0.3706$ ,

для двойного твердого раствора:

$$a = a_{Al} + \frac{\Delta a}{\Delta y} y \quad (2.3)$$

$\frac{\Delta a}{\Delta y}$  - изменение параметра решетки на 1 атомный процент примеси, см/ат%

$y$ -концентрация твердого раствора, ат%,

$$A = \frac{yA_B + (100 - y)A_{Al}}{100} \quad (2.4)$$

A- атомный вес растворителя,

A<sub>B</sub>- атомный вес растворенного элемента.

Изменение удельного объема твердого раствора относительно удельного объема чистого алюминия равно:

$$\frac{\Delta V}{V_{Al}} = \frac{V_S - V_{Al}}{V_{Al}} \quad (2.5)$$

где V<sub>S</sub> –удельный объем твердого раствора.

Подставляя (2.2),(2.3),(2.4)→(2.5) получаем:

$$\frac{\Delta V}{V} = 40.627 \frac{\left(a_{Al} + \frac{\Delta a}{\Delta y} y\right)^3}{yA_B + (100 - y)A_{Al}} - 1. \quad (2.6)$$

Значения факторов растворенных веществ приведены в Табл. 2.2:

Табл.2.2. Значения наклона зависимости Вегарда для различных легирующих элементов

элемент	A <sub>B</sub>	Δa/Δy
Mg	24.305	+4.7×10 <sup>-11</sup>
Cu	63.456	-5.0×10 <sup>-11</sup>
Si	28.086	-1.8×10 <sup>-11</sup>
Zn	65.38	-0.75×10 <sup>-11</sup>
Mn	54.938	-6.6×10 <sup>-11</sup>
Cr	51.996	-10.0×10 <sup>-11</sup>

В изотропном случае относительное изменение линейных размеров составляет треть от относительного изменения удельного объема:

$$\frac{\Delta l}{\Delta l_{Al}} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{\Delta V_{Al}}. \quad (2.7)$$

Вытекающие из этих соотношений зависимости, в атомных и массовых концентрациях, относительного изменения линейных размеров твердого раствора показаны на рисунках 1.15(ат%) и 1.16 (масс%) для различных веществ до

максимальной растворимости в бинарном тв. р-ре при соответствующей эвтектической температуре. На этих рисунках показано изменение линейных размеров определенной массы твердого раствора отнесенное к размерам той же массы чистого алюминия. Рассчитаны значения факторов как для массовых так и для атомных процентов, они показаны в таблице 2.3. Эти значения не строго линейны по  $\Delta x$  и  $\Delta y$ , указаны средние значения в интервале растворимости. Следует обратить внимание на то, что изменения линейных размеров могут существенно отличаться от изменения параметров решетки (сравните рис.2.4. и 2.5), поскольку в уравнении (1.5) помимо числителя дроби, который отражает вклад в изменение плотности изменений параметра решетки, присутствует и знаменатель, который отражает вклад в изменение плотности от изменения химического состава. Последний фактор часто не учитывают при интерпретации объемных изменений и это может привести к существенным ошибкам.

Табл.2.3. Значения линейных и объемных изменений для ряда легирующих элементов

Элемент	массовые проценты			атомные проценты		
	$\frac{\Delta a}{a_{Al} \Delta x} \times 10^{-3}$	$\frac{\Delta l}{l_{Al} \Delta x} \times 10^{-3}$	$\frac{\Delta V}{V_{Al} \Delta x} \times 10^{-3}$	$\frac{\Delta a}{a_{Al} \Delta y} \times 10^{-3}$	$\frac{\Delta l}{l_{Al} \Delta y} \times 10^{-3}$	$\frac{\Delta V}{V_{Al} \Delta y} \times 10^{-3}$
Mg	+1.28	+1.63	+4.89	+1.14	+1.48	+4.43
Cu	-0.54	-2.45	-7.35	-1.26	-5.66	-16.97
Si	-0.42	-0.55	-1.67	-0.44	-0.58	-1.73
Zn	-0.074	-2.03	-6.10	-0.18	-4.82	-14.45
Mn	-0.81	-2.49	-8.64	-1.63	-5.05	-15.15
Cr	-1.31	2.88	-7.48	-2.47	-5.53	-16.60

$\Delta x$ -изменение концентрации легирующих элементов. в масс.%

$\Delta y$ -изменение концентрации легирующих элементов. в ат.%

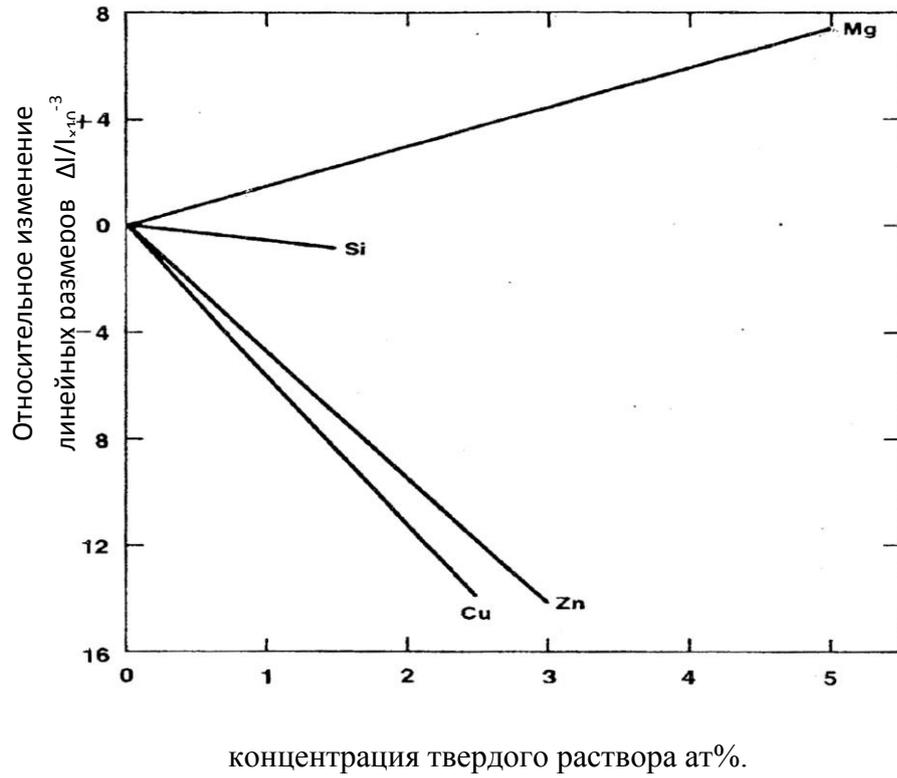


Рис.2.6. Зависимость относительного изменения линейных размеров твердого раствора Al от концентрации л.э. ат%

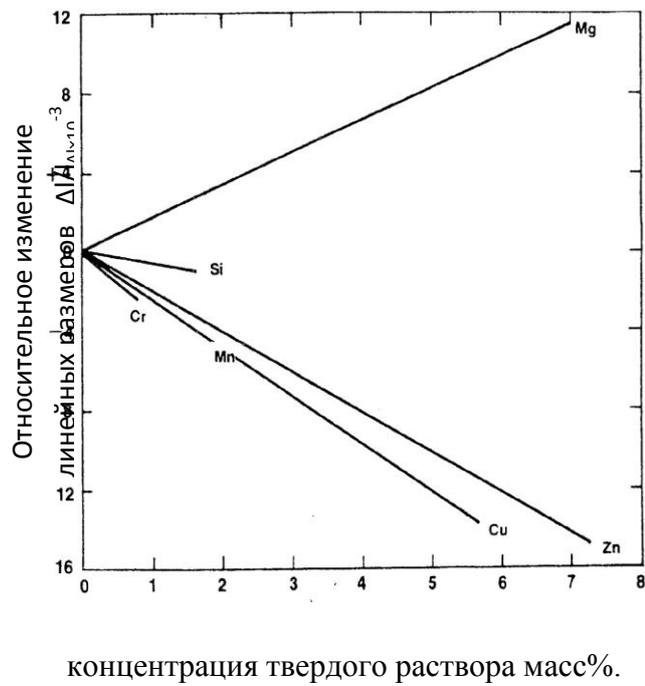


Рис. 2.7. Зависимость относительного изменения линейных размеров твердого раствора Al от концентрации л.э. масс %

Приведенные выше соотношения применимы только к однофазному твердому раствору. При растворении нескольких элементов объемные и размерные эффекты аддитивно складываются. Однако, растворимость компонентов и ее температурная зависимость меняются в присутствии более чем одного растворенного компонента. Эти факторы, вдобавок, к вкладу в удельный объем и соответствующие абсолютные линейные размеры вторичных фаз, должны учитываться, когда имеют дело с промышленными сплавами и эффектом, связанным с реакциями растворения выделения. Некоторые фазы, сформированные малорастворимыми элементами, которые обычно включают Mn, Cr и основную примесь Fe, в основном не изменяются во время термообработки. Тем не менее, присутствие этих практически неактивных фаз изменяет удельный объем сплава. Таким образом, имеется несколько эффектов влияющих на объемные размерные изменения. Кроме того при рассмотрении матричных реакций, эффект объединения частей главных растворов в невзаимодействующие фазы, уменьшающий количество в-ва пригодное для растворения/выделения, должен быть принят во внимание. Например, часть меди может объединиться с железом, никелем, или магнием в практически не растворимые интерметаллидные фазы, и не может участвовать в матричных реакциях.

Продукты из термоупрочняемых сплавов литых, или горячедеформированных содержат значительные частицы нерастворимых фаз состоящих из л.э. Размер частиц в основном от 0.1 мкм и выше, и частицы главным образом равновесные фазы сформированные главными легирующими элементами. Целью термообработки на твердый раствор является растворение этих фаз в матрице  $\alpha\text{Al}$ . Исчезновение, или уменьшение количества этих фаз сопровождается повышением концентрации л.э. в твердом растворе.

Выделение включает процессы различного характера, это может быть процесс просто обратный растворению, или более сложный из-за формирования метастабильных переходных выделений имеющих более близкий уровень когерентности с матрицей. Простые случаи относительно редки и обычно это сплавы Al-Si в которых кремний присутствует, вне твердого раствора в алюминии, в виде элементарной фазы. Большинство л.э. которые формируют сложные интерметаллидные фазы, при высокотемпературной закалке, выделяются, формируя метастабильные пересыщенные структуры. Более длительная и высокотемпературная термообработка

приводит к их переходу в равновесные фазы, часто в несколько стадий. Нестабильность в работе, особенно при повышенных температурах, проистекают от таких изменений.

Удельный объем смеси может быть вычислен через удельные объемы фаз и их содержание в массовых процентах по правилу смесей:

$$V_m = \frac{W_A V_A + W_B V_B}{100} \quad (2.8)$$

где:

$W_A$  = масс% фазы А;  $V_A$  = удельный объем фазы А;  $W_B$  = масс% фазы В;  $V_B$  = удельный объем фазы В, и т.д. . .

Количество слагаемых в этом выражении конечно должно быть равно количеству фаз.

Изменение удельного объема твердого раствора при изменении его концентрации и одновременное изменение количества второй фазы оказывают основное влияние происходящее при реакциях растворения/выделения. Очевидно, что:

$$\Delta V = V_2 - V_1 \quad (2.9).$$

Относительное изменение объема равно:

$$\frac{\Delta V}{V_1} = \frac{V_2 - V_1}{V_1} \quad (2.10),$$

Относительное изменение линейных размеров в изотропном случае равно:

$$\frac{\Delta l}{l_1} = \frac{1}{3} \frac{V_2 - V_1}{V_1} \quad (2.11).$$

Массовые проценты двух фаз в двухфазной области двойного сплава могут быть определены по правилу рычага:

$$W_A = 100 \frac{X_B - X_0}{X_B - X_A} \quad (2.12),$$

$$W_B = 100 - W_A \quad (2.13),$$

где:  $W_A$  = масс% фазы А;  $W_B$  = масс% фазы В;  $X_A$  = массовый % легирующего элемента в фазе А;  $X_B$  = массовый % легирующего элемента в фазе В;  $X_0$  = массовый % легирующего элемента в фазе сплава.

Используя выражения с 2.2 – 2.13 с учетом специфики каждого случая и принимая во внимание зависимости в тройных и более сложных сплавах, можно

рассчитать относительно изменение объемных и соответствующих линейных размеров происходящее при реакциях растворения и распада(выделения). Необходимые для этого значения плотности, или удельного объема выделяющихся фаз, может быть рассчитано исходя из состава и кристаллической структуры этих фаз.

**Система Al-Cu.** Были проведены расчеты влияния на размерные изменения выделения из сплава алюминия высокой чистоты с Cu (5 масс%Cu). При расчетах полагалось, что сначала происходит полное растворение в твердом растворе алюминия, а затем частичное обеднение твердого раствора, или полное (до равновесного состава). Расчеты были проведены для выделения всех трех фаз, которые могут сформироваться в этой системе. Для расчетов были использованы следующие значения свойств выделяющихся фаз:

Выделяющаяся фаза	$X_B$ масс%Cu	$V_B$ см <sup>3</sup> /г
$\theta$ Al <sub>8</sub> Cu <sub>4</sub>	54.2	0.2299
$\theta'$ Al <sub>4</sub> Cu <sub>2</sub>	54.2	0.2472
$\theta''$ Al <sub>6</sub> Cu <sub>2</sub>	44.0	0.2611

Результаты расчета относительного изменения линейных размеров показаны на рис.2.8. в зависимости от количества выделения меди в массовых % . Наименьшие размерные изменения вызывает выделение равновесной фазы  $\theta$ , а наибольшие выделение  $\theta'$ . Конечно полное выделение (выделение 5 массовых % меди ) невозможно т.к. какое-то количество меди всегда остается в твердом растворе.

**Al-Mg.** Расчетные изменения, при выделении Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub> ( $V_B=0.4484$ см<sup>3</sup>/г) из первоначально твердого раствора Al -10%Mg, показаны на рис. 2.9. Не факт, что характер объемных изменений определяется объемными изменениями в ведущей фазе (твердом растворе). Несмотря на большое расширение твердого раствора при повышении концентрации магния, и соответствующее уменьшение при понижении его концентрации, выделение второй фазы в этой системе сопровождается увеличением её объёма. Это происходит из-за низкой упругости и большого удельного объема выделяющейся фазы. Сплавы системы Al-Mg в основном не термоупрочняемые, за исключением сплава Al-10%Mg.

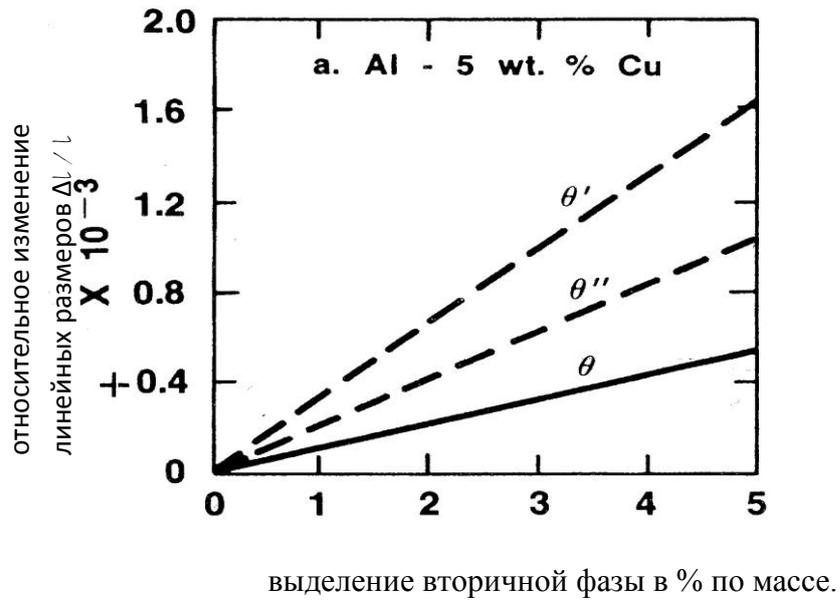


Рис.2.8. зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Cu от выделения медьсодержащих фаз

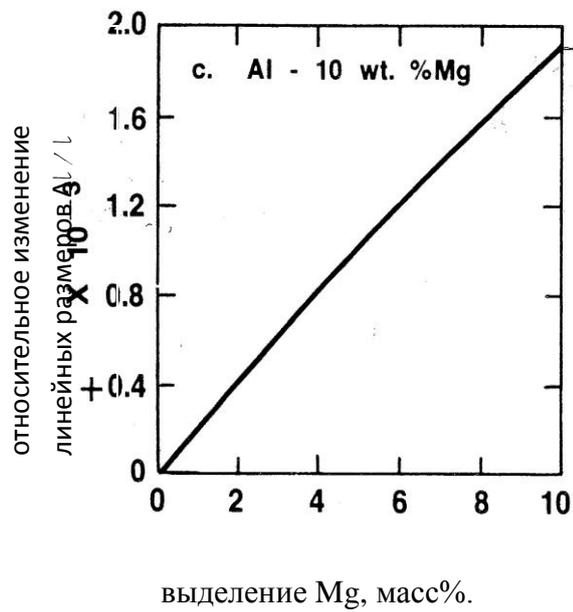


Рис.2.9. Зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Mg от выделения  $\beta$ -фазы

**Al-Si.** Выделение кремния из двойного твердого раствора кремния в алюминии также приводит к объемному расширению. На рис. 2.10 показаны результаты расчета влияния растворения/выделения для двух бинарных сплавов Al-1.5%Si и Al-13%Si. В сплаве Al-1.5%Si весь алюминий может полностью находиться в однофазном твердом растворе, в сплаве Al-13%Si 1.5%Si находится в твердом растворе, а остальные 11.5% формируют вторичную фазу. Присутствие нерастворимой второй фазы в сплаве с большим содержанием кремния дает слабое уменьшение объема на фоне расширения твердого раствора алюминия при выделении кремния. Двойные сплавы системы Al-Si обычно не подвергают термическому упрочению, но выделение кремния может встречаться во многих промышленных термоупрочняемых сплавах.

**Al-Mg<sub>2</sub>Si.** На рис.2.11 показан результат расчета относительного изменения линейных размеров, при выделении Mg<sub>2</sub>Si, в сплаве Al-1.5%Mg<sub>2</sub>Si лежащем на квазибинарном разрезе. Расчеты основаны на удельном объеме второй фазы, вычисленном исходя из ее кристаллической структуры ( $V_B=0.5025\text{см}^3/\text{г}$ ). Выделение магния и кремния в стехиометрическом соотношении приводит к расширению, но значительно меньшей величины чем в двойных сплавах с Cu, Mg, или Si.

**Al-Zn-Mg.** Среди промышленных алюминиевых термоупрочняемых сплавов, сплавы системы Al-Zn-Mg уникальны тем, что процессы выделения приводят к объемному сжатию. Расчеты для сплавов с интервалом значений отношения Zn/Mg соответствующим основным промышленным сплавам показывают что, когда суммарное содержание этих элементов примерно постоянно, значение сжатия пренебрежимо при изменении отношения Zn/Mg, или соотношения количества выделяющихся фаз ( $\text{MgZn}_2$   $V_B=0.1923\text{см}^3/\text{г}$   $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ ,  $V_B=0.2632\text{см}^3/\text{г}$ ). На рис.2.12 проиллюстрированы примеры результатов расчета.

**Al-Zn-Mg-Cu.** В сплавах этой системы должны наблюдаться те же закономерности, что и сплаве с таким же количественным содержанием компонентов, но без меди.

**Al-Cu-Mg.** В этой тройной системе, когда содержание Cu и Mg соответствует условию формирования тройной фазы Al<sub>2</sub>CuMg ( $V_B=0.2817\text{см}^3/\text{г}$ ), объемные изменения сопровождающие процессы выделения значительно меньше, чем в двойных сплавах Al-Mg, или Al-Cu при сопоставимых массовых процентах л.э. Сплавы содержащие л.э. в эквиатомных соотношениях (как в сплаве 2024) особенно предпочтительны для компенсации влияния двух л.э. на параметр решетки. На рис.2.13 показан результаты расчета размерных изменений связанных с выделением Al<sub>2</sub>CuMg, для нескольких тройных составов, с содержанием Cu и Mg в интервале соответствующем

сплаву 2024. Содержание меди и магния 3.92% по массе и 1.5% по массе соответственно отвечает их эквиатомному соотношению.

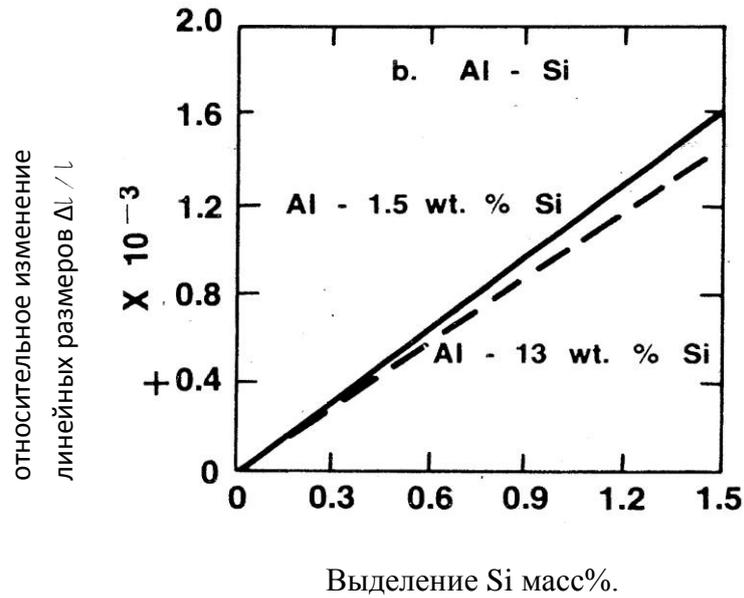


Рис.2.10. Зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Si от выделения 2-ой фазы масс %.

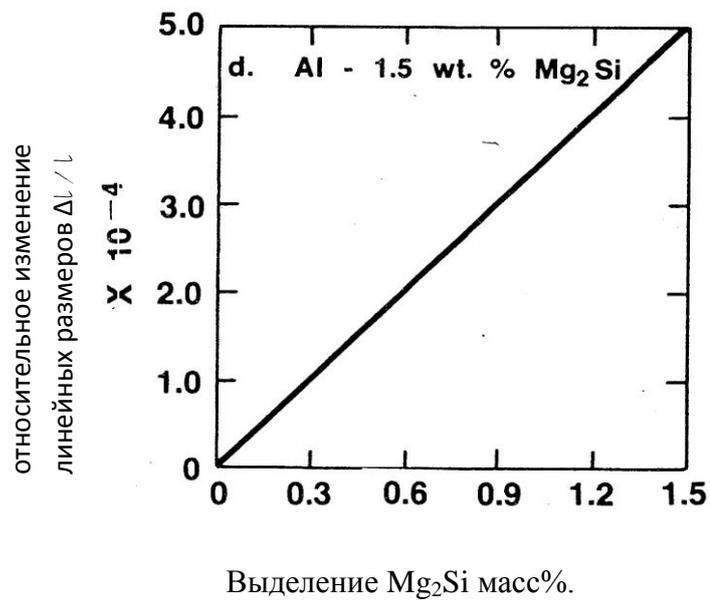


Рис.2.11. Зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Mg-Si от выделения фазы  $Mg_2Si$ .

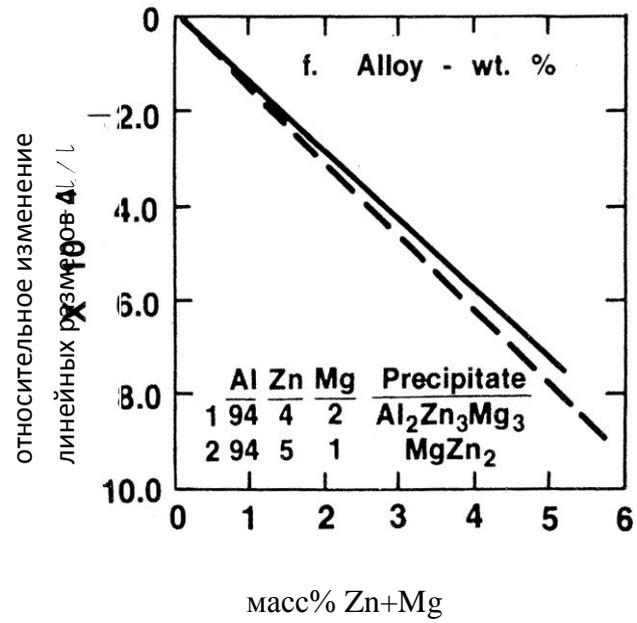


Рис.2.12. Зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Zn-Mg от выделения фазы  $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$

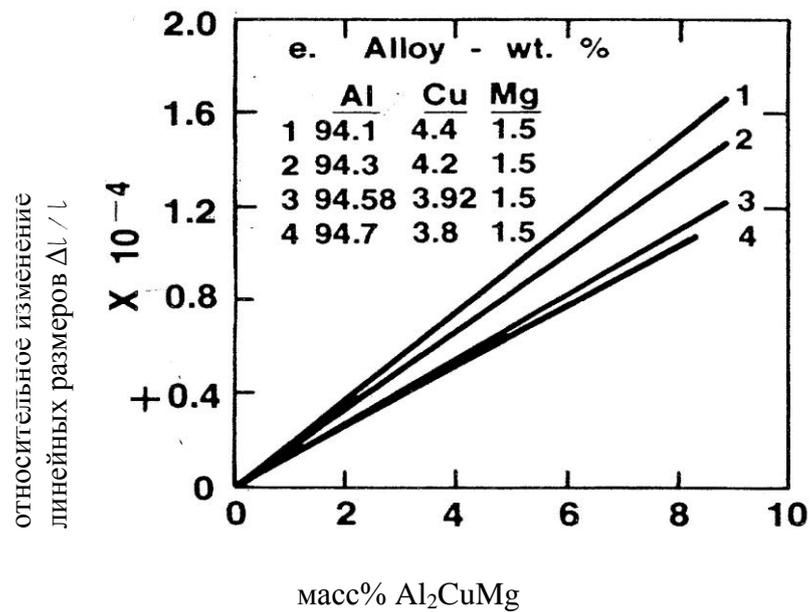


Рис.2.13. Зависимость относительного изменения линейных размеров сплава Al-Cu-Mg от выделения фазы  $\text{Al}_2\text{CuMg}$

### ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА КОЛИЧЕСТВЕННОГО МЕТОДА ФАЗОВОГО АНАЛИЗА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-CU-LI.

В главе приведено описание разработанной методики количественного фазового анализа сплавов системы Al-Cu-Li и некоторые приложения метода для количественной оценки фазовой стабильности и упругих свойств.

**3.1. Метод количественного фазового анализа.** Для расчетов анизотропии прочностных и упругих свойств, а также прогнозирования термической стабильности Al-Li сплавов необходимо иметь информацию о количественном соотношении в них интерметаллидных фаз. Ранее [30] была разработана методика количественного фазового анализа для сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li, основанная на измерении параметра решетки твердого раствора. В сплавах Al-Mg-Li типа 1420 присутствуют в основном две интерметаллидные фазы –  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) и  $S_1$  ( $\text{Al}_2\text{MgLi}$ ). Их количественное соотношение может быть рассчитано по параметру решетки твердого раствора. Магний существенно увеличивает параметр решетки, поэтому выделение  $S_1$ -фазы сопровождается его снижением. Содержание лития в твердом растворе практически не влияет на параметр его решетки, однако выделение  $\delta'$ -фазы приводит к обогащению магнием твердого раствора и, следовательно, к увеличению параметра его решетки.

Сплавы системы Al-Cu-Li с некоторыми допущениями можно представить как трехфазные смеси из  $\alpha$ -твердого раствора,  $\delta'$ - и  $T_1$  фаз. Помимо этих фаз могут присутствовать медьсодержащие двойные ( $\Theta$ ,  $\Theta'$ ,  $\Theta''$ ) и тройные ( $T_2$  -  $\text{Al}_6\text{CuLi}$ ) фазы, а также  $S'$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) в сплавах, содержащих магний и  $\beta'$  ( $\text{Al}_3\text{Zr}$ ) в сплавах, содержащих Zr. Однако при количественных расчетах их вклад незначителен, хотя их роль может быть существенной, например это касается выделения дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы на границах ГП-зон при ДНН ( $70^\circ\text{C}$ ) [10]. Тройная  $T_1$ -фаза в сплавах Al-Cu-Li имеет сходную стехиометрию с  $S_1$  фазой в Al-Mg-Li сплавах, а именно  $\text{Al}_2\text{CuLi}$ , при этом поскольку медь снижает период решетки, то в соответствии с этим выделение  $\delta'$ - фазы приводит к увеличению периода  $\alpha$ -твердого раствора, а выделение  $T_1$  фазы - к его снижению. Запишем уравнения баланса элементного и фазового состава для сплавов Al-Cu-Li:

$$100 X_{Al}^0 = X_{Al}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Al}^{T_1} W_{T_1} + X_{Al}^{\delta'} W_{\delta'}$$

$$100 X_{Cu}^0 = X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Cu}^{T_1} W_{T_1} \quad (1)$$

$$100 X_{Li}^0 = X_{Li}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Li}^{T_1} W_{T_1} + X_{Li}^{\delta'} W_{\delta'}$$

$$W_{\alpha} + W_{T_1} + W_{\delta'} = 100$$

Где:  $X_{Al}^0, X_{Cu}^0, X_{Li}^0$  - концентрации Al, Cu и Li в сплаве, соответственно (мас. %);  
 $W_{\alpha}, W_{T_1}, W_{\delta'}$  - массовый %  $\alpha$ -,  $T_1$  и  $\delta'$ -фаз, соответственно;  $X_{Al}^{\alpha}, X_{Cu}^{\alpha}, X_{Li}^{\alpha}, X_{Al}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Al}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$  - концентрации Al, Cu и Li в  $\alpha$ -,  $T_1$  и  $\delta'$ -фазах, соответственно.

Значения параметров  $X_{Al}^S, X_{Al}^{\delta'}, X_{Al}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Li}^{\delta'}$  рассчитываются из стехиометрии  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $\delta'(Al_3Li)$ -фаз (табл.1). Величина  $X_{Cu}^{\alpha}$  определяется из параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) в соответствии с законом Вегарда:

$$X_{Cu}^{\alpha} = (a_{\alpha} - a_{Al}) / \left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^{\alpha}$$

$\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^{\alpha}$  - изменение параметра решетки на 1 массовый процент легирующего элемента, Å/мас. % (приведены в монографии [31]).

Получим решение системы (1), в котором содержание лития в  $\alpha$ -фазе ( $X_{Li}^{\alpha}$ ) является переменным параметром:

$$W_{\alpha} = \frac{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(X_{Al}^0 X_{Cu}^{T_1} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^0) - X_{Al}^{\delta} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^0 - X_{Li}^{T_1})}{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(100 X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{\alpha} X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{T_1} X_{Li}^{\alpha} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^{\alpha}) - X_{Al}^{\delta} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^{\alpha} - X_{Li}^{T_1})} \times 100$$

$$W_{T_1} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha}}{X_{Cu}^{T_1}} \times 100 \quad (2)$$

$$W_{\delta'} = 100 - W_{\alpha} - W_{T_1}$$

В табл. 3.1 приведены значения  $\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_i^{\alpha}$ , составы и удельные объемы интерметаллидных фаз для сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li и Al-Cu-Li. Удельный объем смеси может быть вычислен через удельные объемы фаз и их содержание в массовых процентах по правилу смесей:

$$V_m = \frac{W_A V_A + W_B V_B}{100} \quad (3)$$

где:  $W_A$ - массовый % фазы А;  $V_A$ - удельный объем фазы А;  $W_B$ - массовый % фазы В;  $V_B$ - удельный объем фазы В, и т.д.

Таблица 3.1

Данные для расчета фазового состава сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li и Al-Cu-Li

Элемент	$\left(\frac{\Delta a}{\Delta X}\right)_i \cdot 10^3$	Фаза	Конц. легир. элементов (X)	Удельный объем ( $V_B$ )
	Å/ мас.%			
Al (основа)	-	-	-	0,3705
Mg	+5,18	$\beta$ (Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub> )	37,6	0,448
Cu	-2,19	$\Theta$ (Al <sub>2</sub> Cu)	54,2	0,2299
		$\Theta'$ (Al <sub>2</sub> Cu)	54,2	0,2472
		$\Theta''$	44,0	0,2611
Li	-	AlLi	20,5	0,5744
		Al <sub>3</sub> Li	7,9	0,4583
Cu+Li	-	T <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> CuLi)	5.5Li – 51.1Cu	0.3223
Mg+Li	-	S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi)	8,1Li 28,5Mg	0,5602

К табл.1:  $a_{Al}=4,0493 \times 10^{-8}$  см;  $A_{Al}=26,98$  г/моль;  $V_{Al}=1/\rho_{Al}=0,3705$  см<sup>3</sup>/г;  $Y$  – атомный % легирующего элемента.

Подставив в (3) значения массовых количеств фаз из (2) получим значения объемного эффекта выделения фаз для двойных сплавов. Необходимые для расчетов значения плотности, или удельного объема выделяющихся фаз, могут быть рассчитаны, исходя из состава и кристаллической структуры этих фаз.

В табл.3.2. приведены составы в массовых и атомных процентах для 29 29 российских и американских сплавов Al-Li разных поколений, из которых рассчитаны отношения массовых и атомных концентраций лития к меди для сплавов системы Al-Cu-Li-(Mg) (25 сплавов) и Al-Mg-Li (4 сплава). Для 24 сплавов с помощью уравнений (2) рассчитаны зависимости количества  $\alpha$ -, S<sub>1</sub> и  $\delta'$ -фаз для 4 сплавов Al-Mg-Li (рис.3.1-3.4) и  $\alpha$ -, T<sub>1</sub> и  $\delta'$ -фаз для 20 сплавов Al-Cu-Li-(Mg) (рис.3.5-3.24). Расчеты выполнены для концентрации лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0$ , что соответствует максимальному значению количества  $\delta'$ -фазы, которое имеет место после длительного низкотемпературного старения на  $\delta'$ -фазу. Для некоторых сплавов рассчитывали также

и количество фаз для  $X_{Li}^{\alpha}=0,5$ , что близко к равновесной концентрации при комнатной температуре (рис.3.3, 3.7, 3.10, 3.11, 3.14, 3.20).

Табл.3.2. Массовые, атомные процентные доли и их отношения для Al-Li сплавов трех поколений.

Сплав	Поколение сплава	Мас.%			Ат.%			мас	ат
		Li	Cu	Mg	Li	Cu	Mg	Li/Cu(Mg)	
2020	1	1,2	4,5	0,00	4,62	1,89	0,00	0,27	2,44
5091	1	1,3	0	3,95	4,87	0,00	4,21	(0,36)	(1,16)
1424	1	1,7	0	5,00	6,30	0,00	5,26	(0,40)	(1,20)
1420	1	2	0	5,60	7,35	0,00	5,84	(0,34)	(1,26)
1421	1	2,1	0	5,20	7,69	0,00	5,41	(0,36)	(1,42)
1450	2	2,1	2,9	0,00	7,82	1,18	0,00	0,72	6,63
1460	2	2,25	2,9	0,00	8,34	1,17	0,00	0,78	7,10
2090	2	2,1	2,7	0,00	7,81	1,10	0,00	0,78	7,12
2091	2	2	2	1,30	7,43	0,81	1,36	1,00	9,16
1441	2	1,8	1,8	0,90	6,72	0,73	0,95	1,00	9,16
8090	2	2,4	1,5	0,80	8,79	0,60	0,83	1,60	14,65
1440	2	2,4	1,5	0,80	8,79	0,60	0,83	1,60	14,65
2094	3	1,1	4,8	0,40	4,26	2,03	0,43	0,23	2,10
2195	3	1	4	0,40	3,86	1,69	0,43	0,25	2,29
2050	3	1	3,6	0,40	3,85	1,52	0,43	0,28	2,54
2065	3	1,2	4,2	0,50	4,62	1,76	0,54	0,29	2,62
2098	3	1,05	3,5	0,53	4,04	1,47	0,57	0,30	2,75
2055	3	1,15	3,7	0,40	4,42	1,55	0,43	0,31	2,85
2198	3	1	3,2	0,50	3,85	1,34	0,54	0,31	2,86
1469	3	1,4	4,3	0,00	5,36	1,80	0,00	0,33	2,98
2297	3	1,4	2,8	0,25	5,31	1,16	0,27	0,50	4,58
2397	3	1,4	2,8	0,25	5,31	1,16	0,27	0,50	4,58
1464	3	1,7	3	0,00	6,40	1,23	0,00	0,57	5,19
2196	3	1,75	2,9	0,50	6,58	1,19	0,53	0,60	5,52
1461	3	1,7	2,8	0,00	6,40	1,15	0,00	0,61	5,56
2199	3	1,6	2,6	0,20	6,03	1,07	0,21	0,62	5,63
2076	3	1,5	2,35	0,50	5,66	0,97	0,53	0,64	5,84
2296	3	1,6	2,45	0,60	6,02	1,01	0,64	0,65	5,98
2099	3	1,8	2,7	0,30	6,75	1,11	0,32	0,67	6,10

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0493	2,2	13,9
4,0549	5,5	10,7
4,0598	8,3	7,9
4,0677	12,9	3,4
4,0690	13,6	2,7
4,0722	15,5	0,9

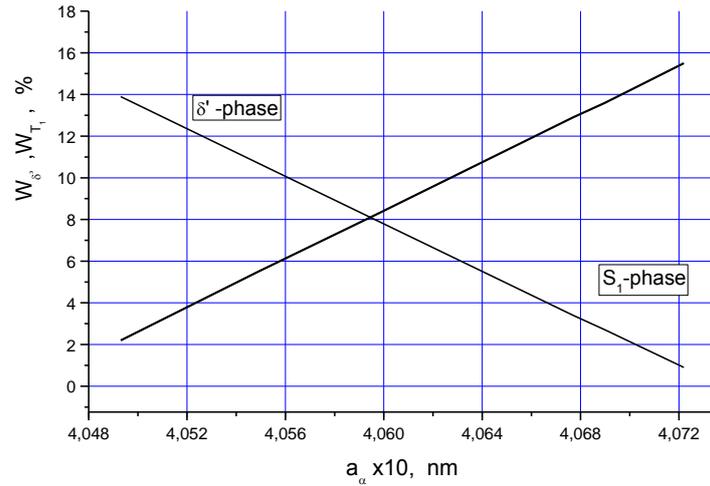


Рис.3.1. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 5091(Al-3,95Mg-1,3Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0493	3,5	17,5
4,0524	5,2	15,9
4,0598	9,2	11,9
4,0677	13,5	7,7

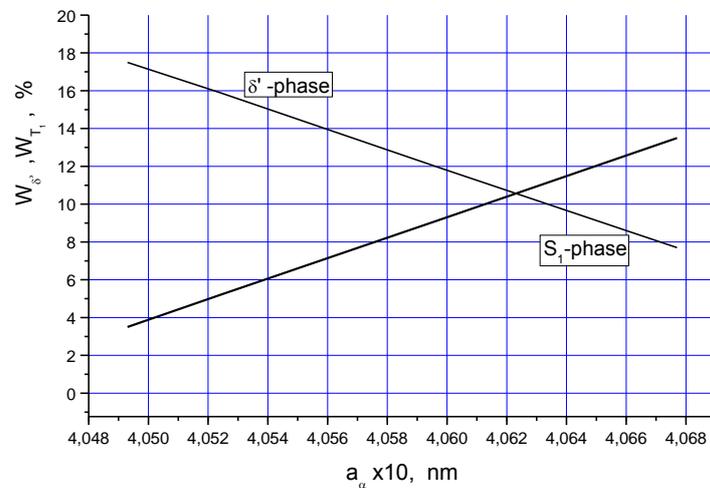


Рис.3.2. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1424 (Al-5Mg-1,7Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

$X_{Li}^{\alpha}=0\%$ 

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0493	5,2	19,6
4,0524	6,8	18,1
4,0598	10,6	14,3
4,0677	14,7	10,3
4,0690	15,4	9,6
4,0856	23,9	1,2

 $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$ 

4,0493	0,1	19,6
4,0524	1,8	18,0
4,0598	5,9	13,9
4,0677	10,2	9,7
4,0690	11,0	9,0
4,0856	20,1	0,0

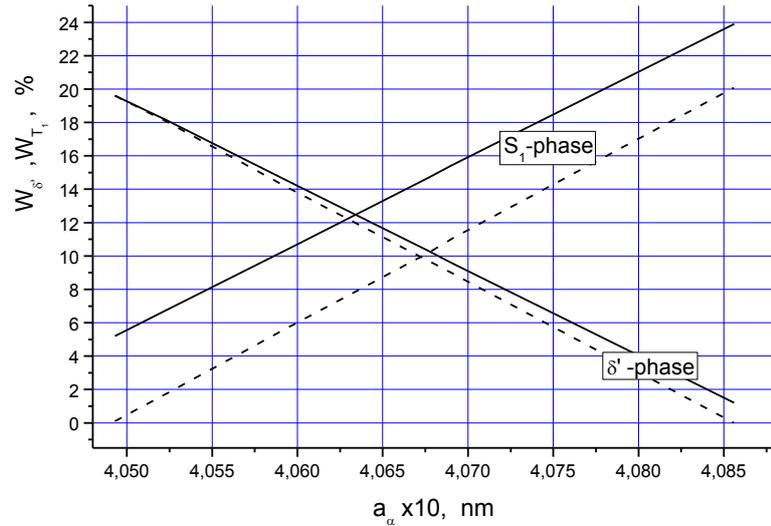


Рис.3.3. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1420 ((Al-5,6Mg-2Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$  (штриховые линии).

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0493	7,9	18,2
4,0524	9,5	16,7
4,0598	13,2	13,0
4,0677	17,2	9,1

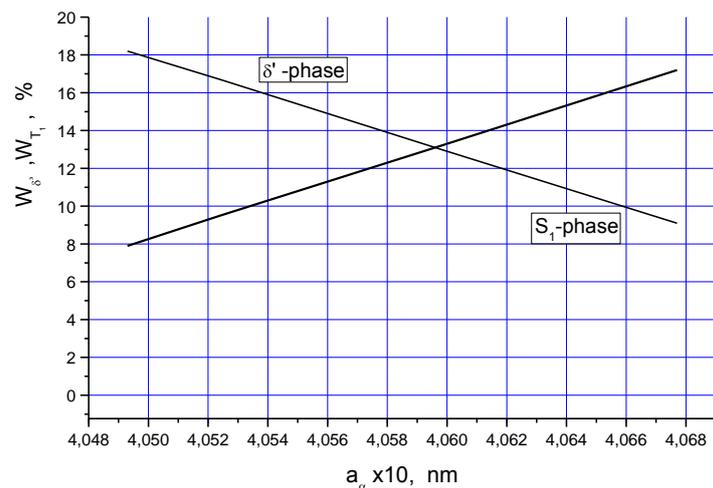


Рис.3.4. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1421 (Al-5,2Mg-2,1Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0384	15,6	0,0
4,0392	15,0	0,7
4,000	14,3	1,4
4,0420	12,7	3,2
4,0440	11,2	5,0
4,0450	10,4	5,9
4,0470	8,8	7,7
4,0480	8,0	8,6
4,0508	5,9	11,0

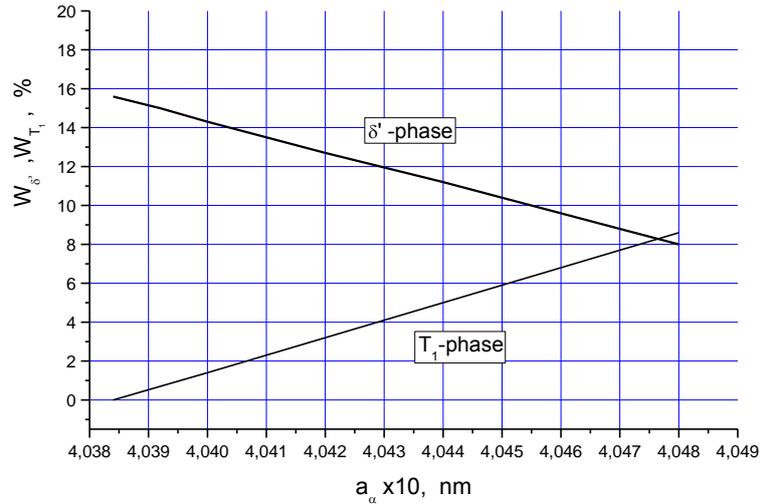


Рис.3.5 Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2094 (Al-4,8Cu-1,1Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0407	14,0	0,0
4,0479	8,3	6,6
4,0480	8,2	6,7
4,0484	7,9	7,0
4,0488	7,5	7,4
4,0490	7,4	7,6
4,0495	7,0	8,0
4,0500	6,6	8,5
4,0508	6,0	9,2

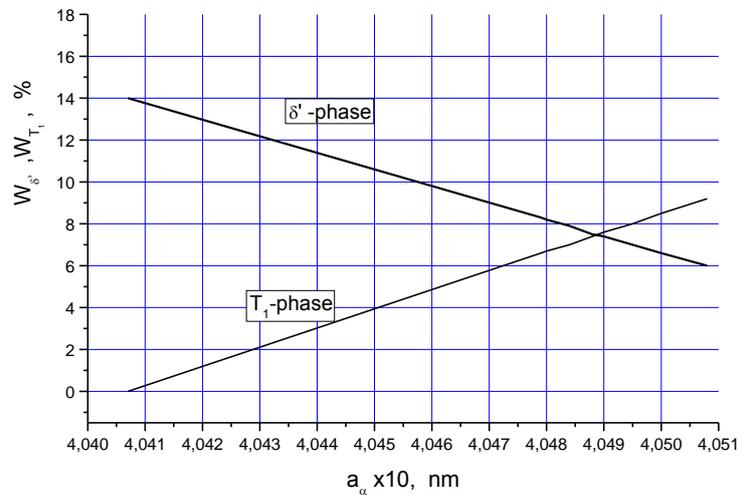


Рис.3.6. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2195 (Al-4Cu-1Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

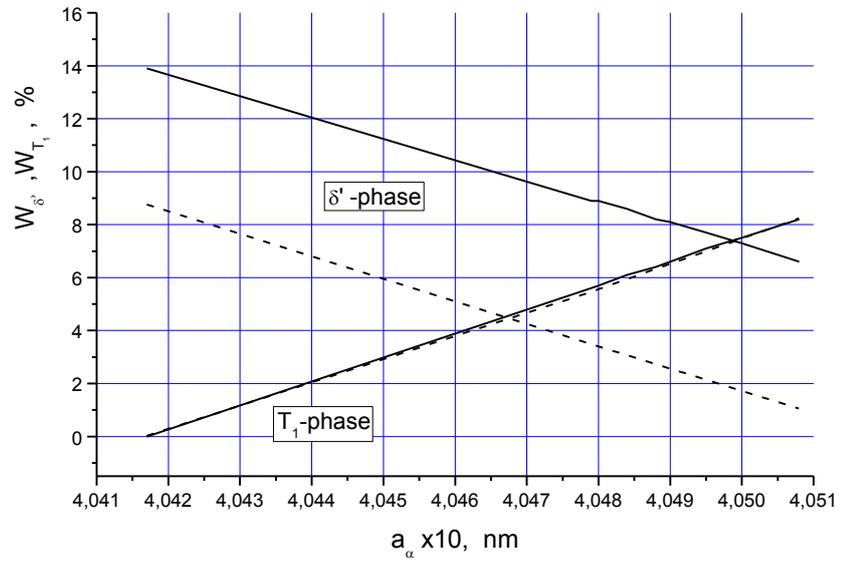


Рис.3.7. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2050 (Al-4Cu-1Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha = 0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^\alpha = 0,5\%$  (штриховые линии).

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0424	14,6	0,0
4,0439	13,4	1,4
4,0470	10,9	4,2
4,0480	10,1	5,1
4,0488	9,5	5,8
4,0490	9,3	6,0
4,0495	8,9	6,4
4,0500	8,5	6,9
4,0513	7,5	8,0

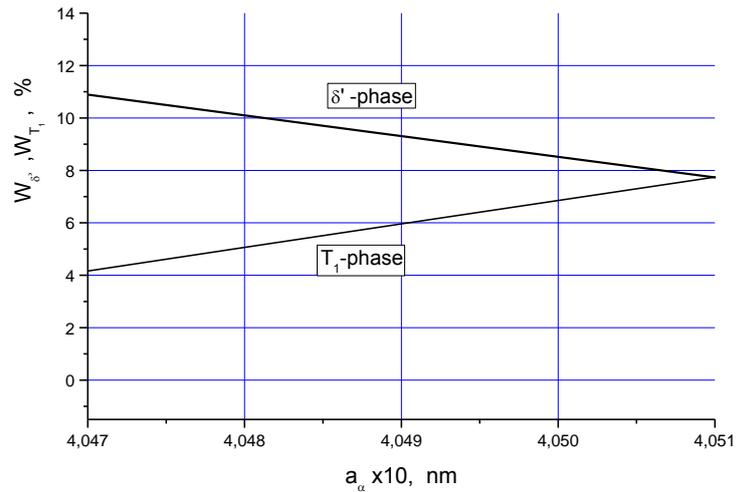


Рис.3.8. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2098 (Al-3,5Cu-1,05Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0436	8,2	0,0
4,0439	7,9	0,3
4,0436	8,2	0,0
4,0480	4,4	4,3
4,0488	3,8	5,0
4,0490	3,6	5,2
4,0495	3,2	5,7
4,0500	2,8	6,2
4,0513	1,7	7,4

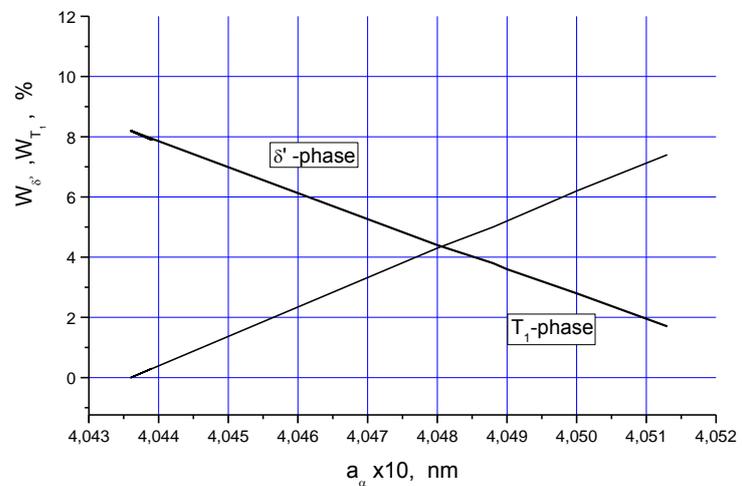


Рис.3.9. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2198(Al-3,2Cu-1Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

$X_{Li}^{\alpha}=0\%$

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0377	19,1	0,0

4,0470	12,0	8,0
4,0472	11,9	8,1
4,0475	11,7	8,4
4,0478	11,5	8,6
4,0482	11,2	9,0
4,0485	10,9	9,2
4,0490	10,6	9,7
4,0493	10,3	9,9

$X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0377	14,3	-0,6
4,0470	6,9	7,8
4,0472	6,7	8,0
4,0475	6,5	8,3
4,0478	6,3	8,6
4,0482	6,0	8,9
4,0485	5,7	9,2
4,0490	5,3	9,6
4,0493	5,1	9,9

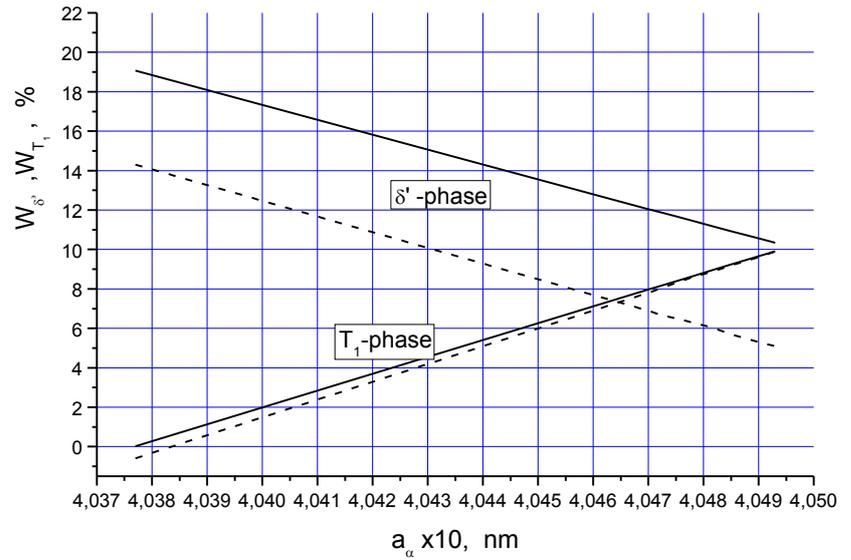


Рис.3.10. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1469 (Al-4,3Cu-1,4Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$  (штриховые линии).

$X_{Li}^{\alpha} = 0\%$ 

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0427	18,7	0,0
4,0439	17,8	1,0
4,0457	16,4	2,5
4,0480	14,7	4,5
4,0488	14,1	5,2
4,0490	13,9	5,4
4,0495	13,6	5,8
4,0500	13,2	6,2
4,0503	13,0	6,5

 $X_{Li}^{\alpha} = 0,5\%$ 

4,0427	13,7	-0,5
4,0439	12,8	0,6
4,0457	11,3	2,3
4,0480	9,5	4,4
4,0488	8,9	5,1
4,0490	8,7	5,3
4,0495	8,3	5,8
4,0500	7,9	6,2
4,0503	7,7	6,5

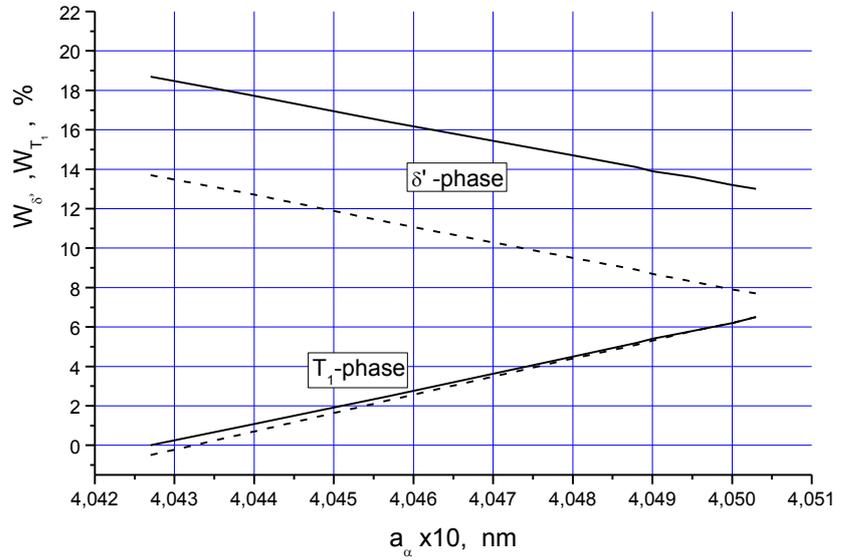


Рис.3.11. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2297 (Al-2,8Cu-1,4Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha} = 0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha} = 0,5\%$  (штриховые линии).

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0408	22,5	0,0
4,0414	22,1	0,5
4,0427	21,1	1,5
4,0480	17,3	5,9
4,0488	16,7	6,5
4,0490	1,6	6,7
4,0493	16,4	6,9
4,0500	15,9	7,5
4,0503	15,7	7,7

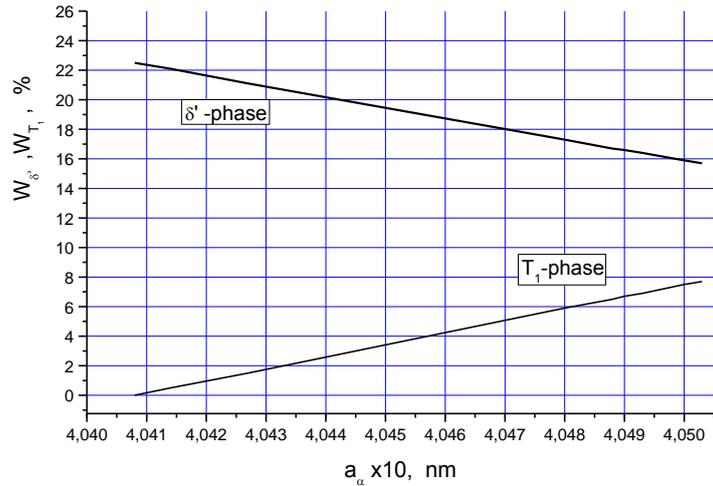


Рис.3.12. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1464 (Al-3Cu-1,7Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0430	23,2	0,0
4,0440	22,5	0,8
4,0460	21,1	2,5
4,0480	19,6	4,1
4,0488	19,1	4,7
4,0490	18,9	4,9
4,0493	18,7	5,1
4,0500	18,2	5,7
4,0513	17,3	6,7

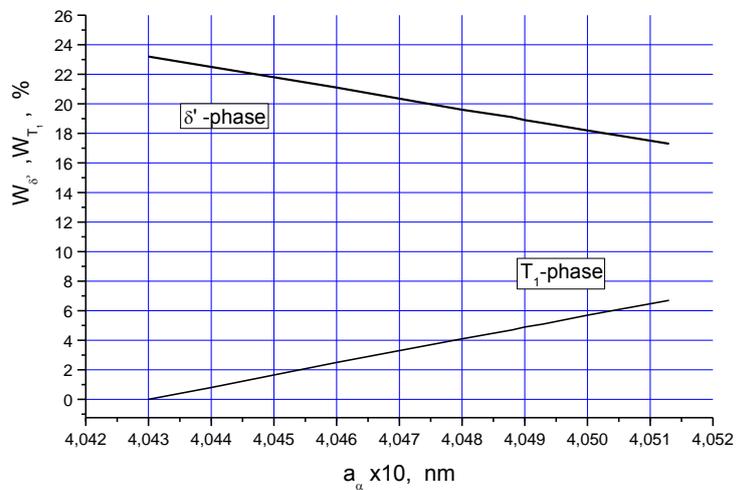


Рис.3.13. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2196 (Al-2,9Cu-1,75Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

$X_{Li}^{\alpha} = 0\%$ 

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0433	22,6	0,0
4,0435	22,4	0,1
4,0450	21,4	1,4
4,0480	19,2	3,8
4,0488	18,6	4,5
4,0490	18,5	4,6
4,0493	18,3	4,9
4,0500	17,8	5,4
4,0513	16,8	6,5

 $X_{Li}^{\alpha} = 0,5\%$ 

4,0433	17,9	-0,5
4,0435	17,7	-0,3
4,0450	16,6	1,0
4,0480	14,3	3,6
4,0488	13,7	4,3
4,0490	13,5	4,5
4,0493	13,3	4,8
4,0500	12,8	5,4
4,0513	11,8	6,5

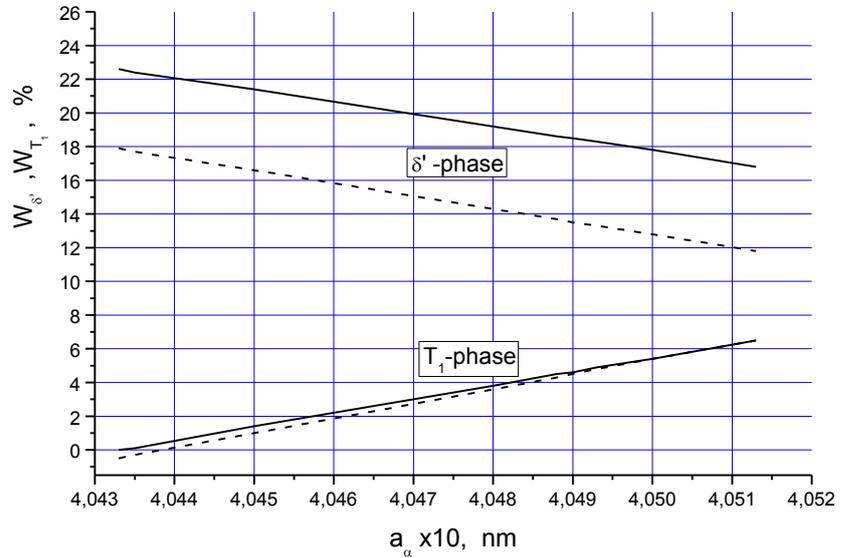


Рис.3.14. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1461 (Al-2,8Cu-1,7Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha} = 0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha} = 0,5\%$  (штриховые линии).

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0429	21,1	0,0
4,0440	20,3	0,9
4,0460	18,9	2,6
4,0480	17,4	4,2
4,0488	16,8	4,9
4,0490	16,7	5,1
4,0493	16,4	5,3
4,0500	15,9	5,9
4,0502	15,8	6,1

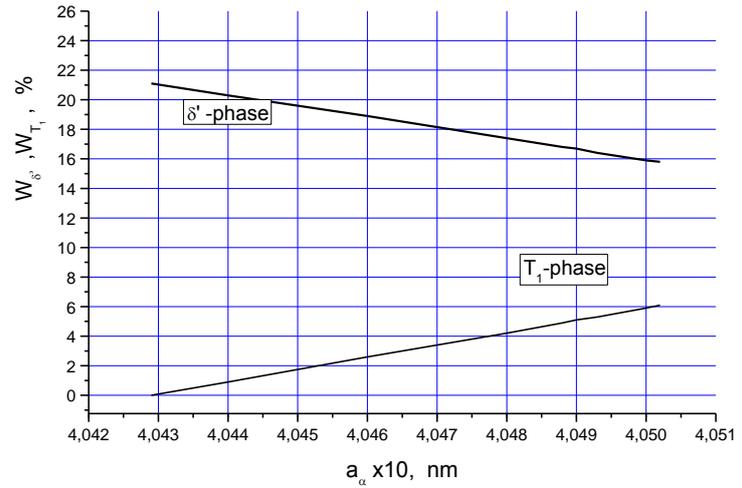


Рис.3.15. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2199 (Al-2,6Cu-1,6Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0448	21,2	0,0
4,0460	20,4	1,0
4,0470	19,6	1,8
4,0480	18,9	2,6
4,0488	18,3	3,3
4,0490	18,2	3,5
4,0493	17,9	3,7
4,0500	17,4	4,3
4,0516	16,3	5,6

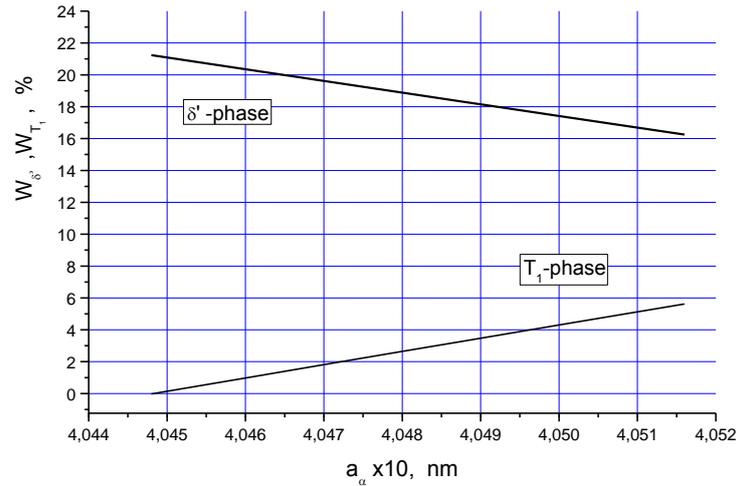


Рис.3.16. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2296 (Al-2,45Cu-1,6Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0427	23,7	0,0
4,0432	23,4	0,4
4,0448	22,2	1,7
4,0480	20,0	4,3
4,0488	19,4	4,9
4,0490	19,3	5,1
4,0493	19,1	5,3
4,0500	18,6	5,9
4,0504	18,3	6,2

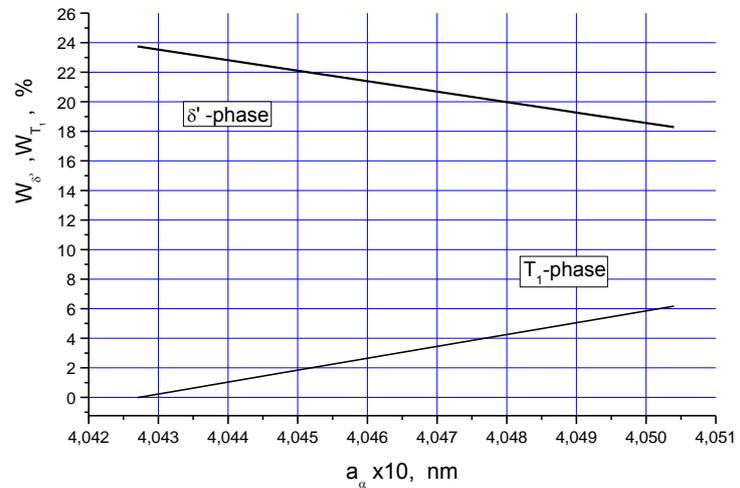


Рис.3.17. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2099 (Al-2,7Cu-1,8Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,040 6	27,5	0,0
4,041 0	27,2	0,3
4,041 5	26,9	0,7
4,042 0	26,5	1,1
4,044 0	25,2	2,7
4,045 0	24,5	3,4
4,047 0	23,1	4,9
4,048 0	22,5	5,7
4,049 3	21,6	6,7

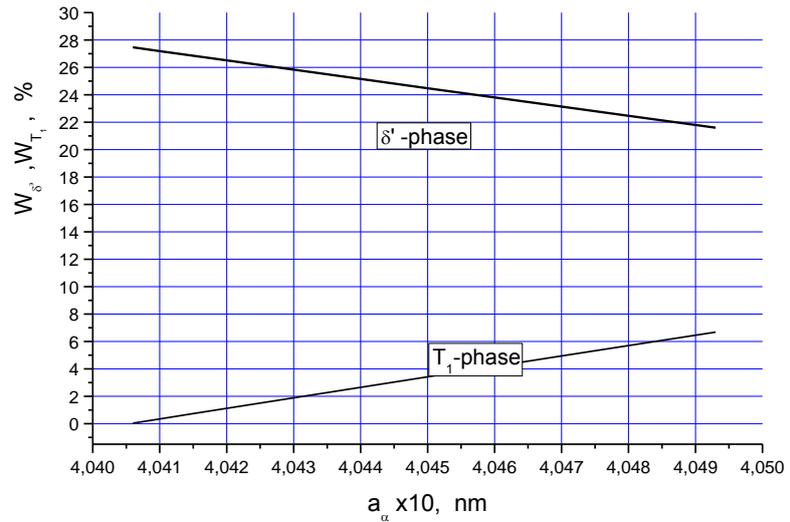


Рис.3.18 Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1450 (Al-4,5Cu-1,2Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

1460		
a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0403	29,4	0,0
4,0405	29,3	0,1
4,0410	28,9	0,5
4,0420	28,3	1,3
4,0440	27,0	2,8
4,0450	26,3	3,5
4,0470	25,0	5,0
4,0480	24,3	5,7

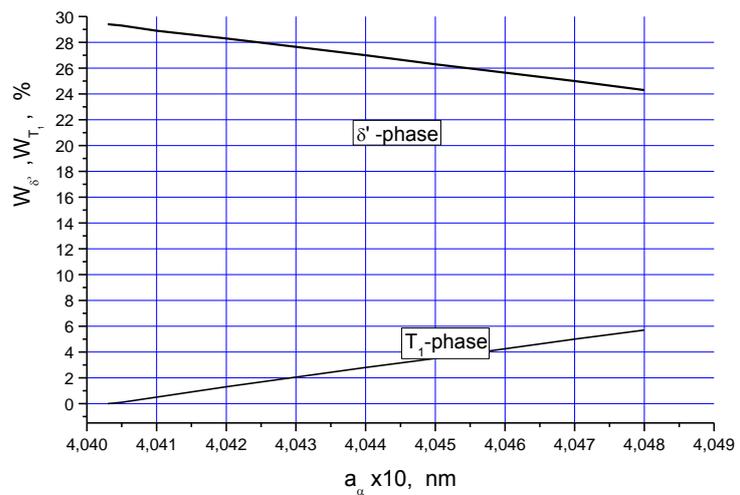


Рис.3.19. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1460 (Al-2,9Cu-2,25Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе

$$X_{Li}^{\alpha} = 0\%.$$

$X_{Li}^{\alpha}=0\%$ 

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0412	27,4	0,0
4,0420	27,0	0,5
4,0430	26,4	1,2
4,0440	25,8	1,9
4,0450	25,3	2,5
4,0460	24,7	3,2
4,0470	24,2	3,8
4,0480	23,6	4,4
4,0493	22,9	5,3

 $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$ 

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0420	22,5	0,2
4,0430	21,9	0,9
4,0440	21,3	1,6
4,0450	20,7	2,3
4,0460	20,1	3,0
4,0470	19,5	3,7
4,0480	18,9	4,4
4,0493	18,2	5,3

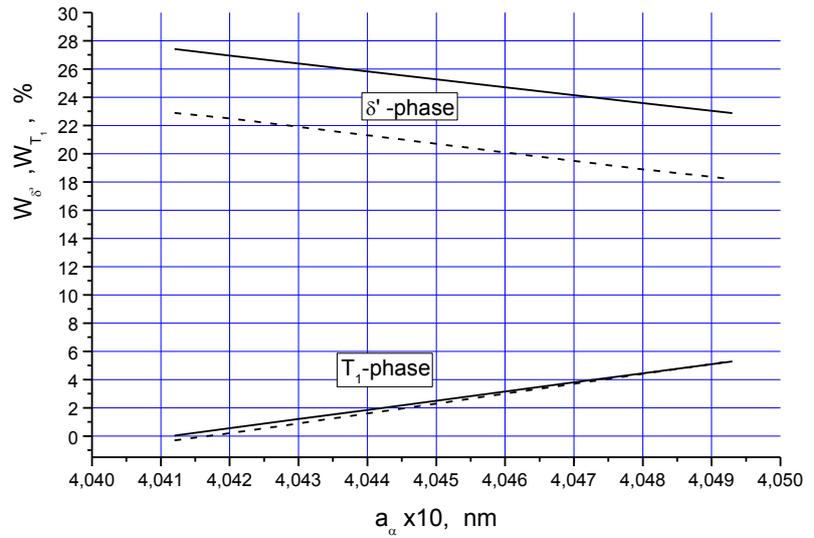


Рис.3.20. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2090 (Al-2,7Cu-2,2Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$  (штриховые линии).

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0484	26,4	0,0
4,0486	26,2	0,1
4,0488	26,1	0,3
4,0489	26,0	0,4
4,0488	26,1	0,3
4,0490	26,0	0,5
4,0495	25,6	0,9
4,0500	25,3	1,2
4,0543	22,3	4,6

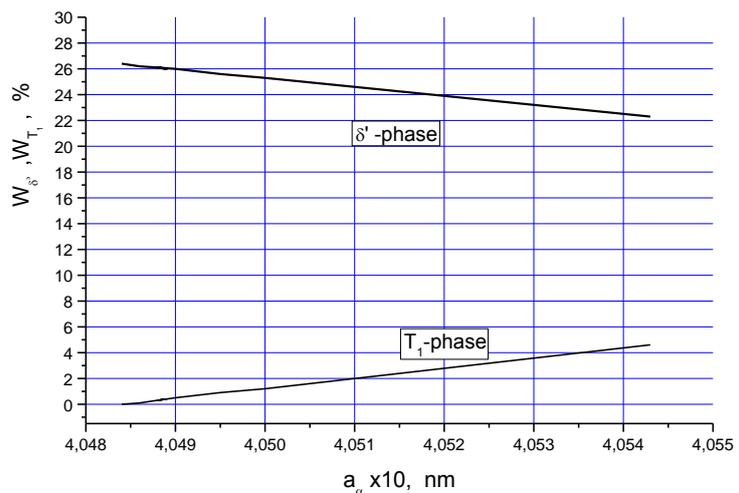
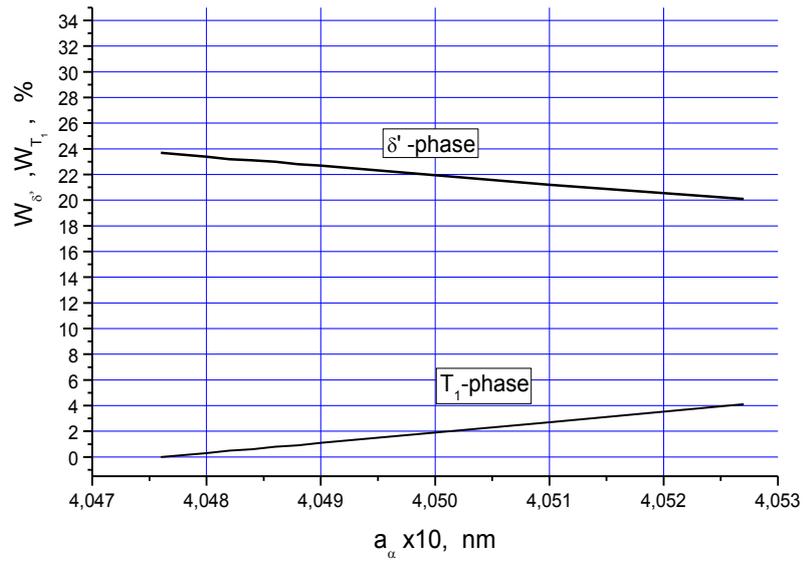


Рис.3.21. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2091 (Al-2,9Cu-2,25Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

$X_{Li}^{\alpha}=0\%$ 

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0476	23,7	0,0
4,0480	23,4	0,3
4,0482	23,2	0,5
4,0484	23,1	0,6
4,0486	23,0	0,8
4,0488	22,8	0,9
4,0490	22,7	1,1
4,0510	21,2	2,7
4,0527	20,1	4,1


 $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$ 

4,0480	18,6	0,0
4,0482	18,4	0,2
4,0484	18,3	0,4
4,0486	18,1	0,6
4,0488	18,0	0,7
4,0490	17,8	0,9
4,0510	16,3	2,6
4,0527	15,1	4,1

Рис.3.22 Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1441 (Al-1,8Cu-1,8Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$  (штриховые линии).

$X_{Li}^{\alpha}=0\%$ 

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0477	31,1	0,0
4,0479	30,9	0,2
4,0480	30,9	0,3
4,0484	30,6	0,5
4,0488	30,4	0,8
4,0490	30,2	1,0
4,0495	29,9	1,4
4,0500	29,6	1,7
4,0525	28,0	3,5

 $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$ 

4,0477	26,7	-0,2
4,0479	26,6	0,0
4,0480	26,5	0,0
4,0484	26,3	0,4
4,0488	26,0	0,7
4,0490	25,9	0,8
4,0495	25,5	1,2
4,0500	25,2	1,6
4,0525	23,5	3,5

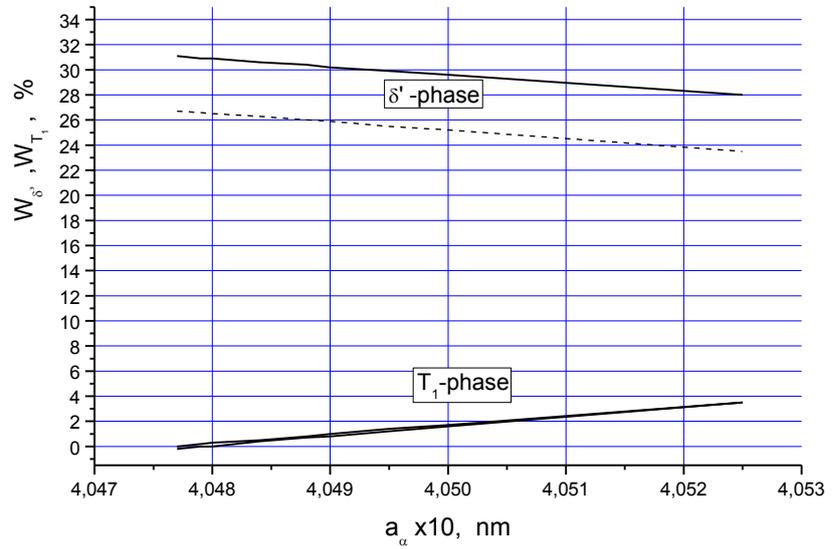


Рис.3.23. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 8090(Al-2,9Cu-2,25Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$  (сплошные линии) и  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$  (штриховые линии).

1440

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0477	31,1	0,0
4,0479	30,9	0,2
4,0480	30,9	0,3
4,0484	30,6	0,5
4,0488	30,4	0,8
4,0490	30,2	1,0
4,0495	29,9	1,4
4,0500	29,6	1,7
4,0525	28,0	3,5

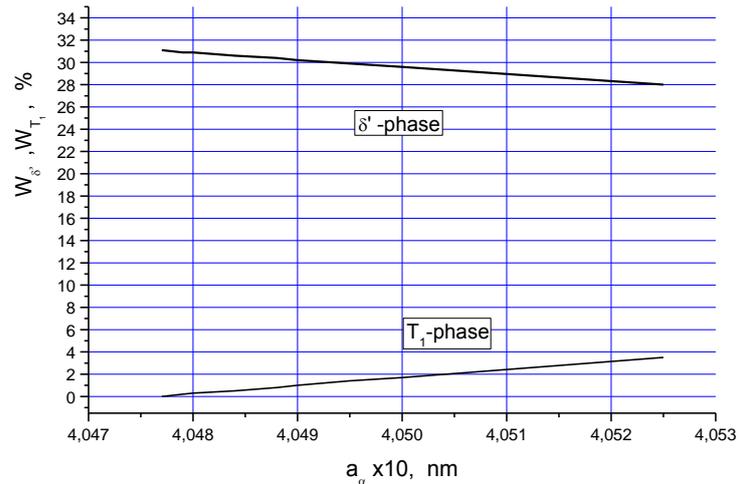


Рис.3.24. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1440 (Al-2,9Cu-,25Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

С помощью зависимостей 3.1-3.24 определяли средние значения количества  $\alpha$ -,  $T_1(S_1)$  и  $\delta'$ -фаз для каждого сплава в соответствующем диапазоне изменения периода решетки твердого раствора, который определялся из условия:  $X_{Cu(Mg)}^{\alpha} \geq 0$ ;  $W_{T_1} \geq 0$ ;  $W_{\delta'} \geq 0$ ;  $W_{S_1} \geq 0$ . Из этих графиков видно, что для сплавов системы Al-Cu-Li количество  $\delta'$ -фазы значительно превышает количество  $T_1$ -фазы. При этом их соотношение определяется отношением концентраций лития и меди в сплаве. Действительно, максимальное количество  $T_1$ -фазы соответствует отсутствию меди в твердом растворе и определяется молярной концентрацией лития в сплаве. Максимальное количество  $\delta'$ -фазы соответствует отсутствию лития в твердом растворе и определяется разностью молярных концентраций лития и меди, поскольку тройная фаза имеет состав  $Al_2CuLi$  и если в твердом растворе нет ни меди ни лития, то эти элементы вынуждены распределяться между этими интерметаллидами. Кстати, если при этом образуется какое-то количество  $\Theta$  ( $\Theta'$ ,  $\Theta''$ ) –фаза, то это мало что изменит – только уменьшится количество  $T_1$ -фазы за счет выделения двойных фаз. Поскольку вся медь находится в тройной фазе, где на каждый атом меди приходится атом лития, то разница молярных концентраций лития и меди регламентирует максимальное количество  $\delta'$ -фазы в сплаве. По этой причине для сплава 2094, который содержит 2,0 и 4,3 ат.% меди и лития

соответственно, максимальные количества  $T_1$ - и  $\delta'$ -фаз равны 11 и 16% соответственно (рис. 3.5). В свою очередь, в сплаве 8090, который содержит 0,4 и 8,7 ат.% меди и лития соответственно, максимальные количества  $T_1$ - и  $\delta'$ -фаз равны 4 и 31% соответственно (рис. 3.23).

Если сравнить характер фазовых соотношений  $\delta'$ -фазы и тройных фаз в сплавах Al-Cu-Li и Al-Mg-Li, то хорошо видно, что в сплавах с магнием их количество примерно одинаково, в то время как в сплавах Al-Cu-Li количество  $\delta'$ -фазы значительно превышает количество тройной фазы. Как уже было сказано, отношение долей  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) и  $S_1$  ( $T_1$ ) фаз определяется отношением молярных концентраций Li и Mg (Cu). В сплавах Al-Mg-Li отношение молярных долей Li и Mg составляет 1.0-1.9 и поэтому количество  $\delta'$ - и  $S_1$  фаз примерно одинаково (табл.3.3), в то время как для сплавов Al-Cu-Li отношение молярных долей Li и Cu варьируется от 2 до 17, поэтому в них  $\delta'$ -фаза доминирует. Так, в сплаве 1420 (Al-5.8ат.% Mg- 7.3ат.% Li) количество  $\delta'$ -фазы варьируется от 5 до 24%, а  $S_1$ -фазы от 1 до 20% (рис. 3.3). В Al-Cu-Li сплавах отношение атомных долей Li and Cu варьируется от 2 до 17 и поэтому примерно в таком же отношении изменяются относительные доли  $\delta'$ - и  $T_1$  фаз.

В табл.3.3 и рис. 3.25 обобщены результаты определения фазового состава для всех 24 сплавов. Видно, что существует близкая к линейной зависимость относительных долей интерметаллидных фаз в сплавах ( $W_{\delta'}/W_{T_1(S_1)}$ ) от отношения атомных концентраций лития и меди (магния) в этих сплавах ( $Y_{Li}^{\alpha}/Y_{Cu(Mg)}^{\alpha}$ ). Важно отметить, что приведенная на рис. 3.25 зависимость отношения долей интерметаллидных фаз от отношения атомных концентраций четко разделяет сплавы разных типов, которые принято рассматривать как сплавы разных поколений. Как уже было сказано выше сплавы системы Al-Mg-Li характеризуются близким к единице отношением лития и магния, что соответствует примерно такое же отношение  $\delta'$  и  $S_1$  фаз. На рис.3.25 эти сплавы обозначены как сплавы 1-го поколения в соответствии с табл.1.6., взятой из монографии [81], однако более точно их обозначить как сплавы системы Al-Mg-Li. Сплавы 2-го и 3-го поколения относятся к системе Al-Cu-Li и они четко разделены на рис.3.25, что отражает основной мотив разработки сплавов 3-го поколения – снизить эффект охрупчивания при ДНН, которое связывают с выделением из пересыщенного твердого раствора  $\delta'$ -фазы. Это достигается снижением количества лития в сплавах, при этом доля меди увеличивается. В результате отношение лития к меди и соответственно отношение  $\delta'$  и  $S_1$  фаз составляет 2 – 7 для сплавов 3-го поколения, что существенно ниже, чем в сплавах 2-го поколения, для которых эти величины варьируются в пределах 7 – 17 (табл.3.3, рис.3.25). Такая новая

интерпретация идеологии легирования сплавов Al-Cu-Li дает новые возможности для анализа влияния состава сплавов на комплекс их служебных свойств на количественном уровне и дает хорошую перспективу для оптимизации составов этих сплавов.

Табл.3.3. Атомные процентные доли, их отношения, средние значения количества  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз для  $X_{Li}^\alpha=0$ , их отношения для Al-Li сплавов трех поколений.

Сплав	Поколение	Ат.%			$W_\delta$	$W_{T(S)}$	Li/Cu(Mg)	$W_\delta / W_{T(S)}$
		Li	Cu	Mg	$X_{Li}^\alpha=0$ (ср.)		Ат.%	
2020	1	4,62	1,89	0,00	12,0	5,2	2,44	2,3
5091	1	4,87	0,00	4,21	9,3	7,0	(1,16)	1,3
1424	1	6,30	0,00	5,26	12,45	8,75	(1,20)	1,4
1420	1	7,35	0,00	5,84	15,15	9,8	(1,26)	1,5
1421	1	7,69	0,00	5,41	17,2	9,1	(1,42)	1,9
1450	2	7,82	1,18	0,00	24,5	3,35	6,63	7,4
1460	2	8,34	1,17	0,00	26,4	3,35	7,10	7,9
2090	2	7,81	1,10	0,00	20,4	2,6	7,12	7,8
2091	2	7,43	0,81	1,36	24,3	2,3	9,16	10,6
1441	2	6,72	0,73	0,95	21,9	2,05	9,16	10,7
8090	2	8,79	0,60	0,83	29,6	1,75	14,65	16,9
1440	2	8,79	0,60	0,83	29,6	1,75	14,65	16,9
2094	3	4,26	2,03	0,43	10,8	5,5	2,10	1,95
2195	3	3,86	1,69	0,43	10,0	4,6	2,29	2,2
2050	3	3,85	1,52	0,43	10,2	4,1	2,54	2,5
2065	3	4,62	1,76	0,54	-	-	2,62	-
2098	3	4,04	1,47	0,57	11,1	4,0	2,75	2,8
2055	3	4,42	1,55	0,43	-	-	2,85	-
2198	3	3,85	1,34	0,54	10,55	3,7	2,86	2,8
1469	3	5,36	1,80	0,00	14,7	5,0	2,98	2,96
2297	3	5,31	1,16	0,27	15,85	3,25	4,58	4,9
2397	3	5,31	1,16	0,27	-	-	4,58	-
1464	3	6,40	1,23	0,00	19,45	3,85	5,19	5,1
2196	3	6,58	1,19	0,53	20,25	3,35	5,52	6,0
1461	3	6,40	1,15	0,00	20,25	3,35	5,56	6,0
2199	3	6,03	1,07	0,21	18,45	3,05	5,63	6,0
2076	3	5,66	0,97	0,53	-	-	5,84	-
2296	3	6,02	1,01	0,64	18,75	2,8	5,98	6,7
2099	3	6,75	1,11	0,32	21,0	3,1	6,10	6,8

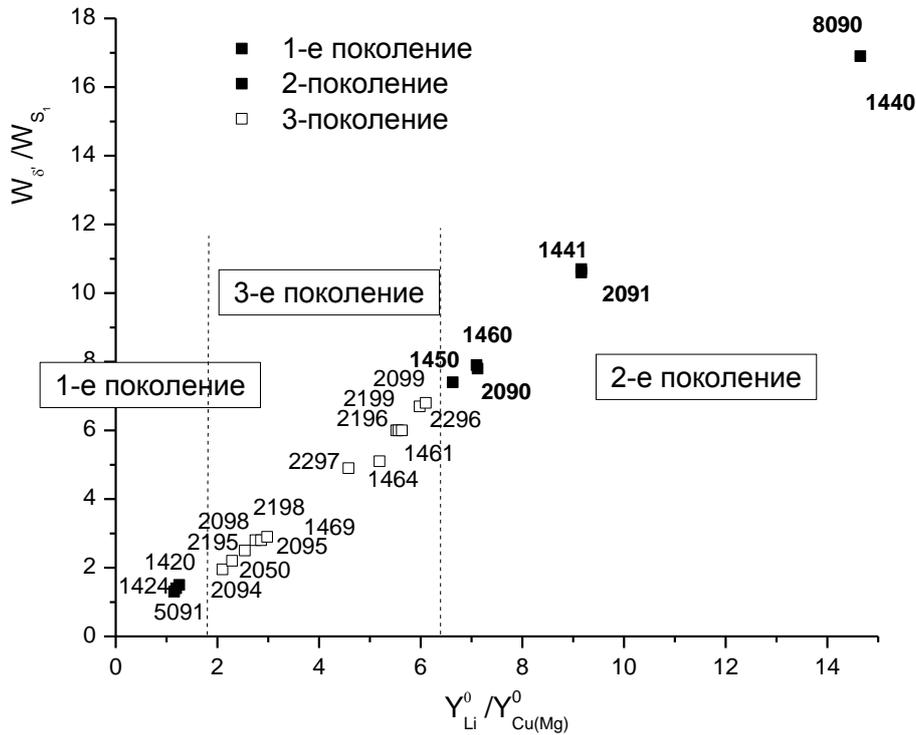


Рис. 3.25. Зависимость относительных долей интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu(Mg)-Li ( $W_{\delta'} / W_{T_1(S_1)}$ ) от отношения атомных концентраций лития и меди (магния) в этих сплавах ( $Y_{Li}^0 / Y_{Cu(Mg)}^0$ )

### 3.2. Критерий термической стабильности.

Определение количественного фазового состава сплавов системы *Al-Mg(Cu)-Li* дает возможность прогнозировать важные свойства сплавов, такие как термическая стабильность и величины упругих модулей. На рис. 3.26. приведена схема вычисления соответствующих параметров в зависимости от состава сплава. В качестве параметра термической стабильности можно принять величину  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ , которая равна разности между максимальным и минимальным значениями количества  $\delta'$ -фазы при двух фиксированных величинах содержания лития в  $\alpha$ -твердом растворе. Эта величина показывает какое количество  $\delta'$ -фазы может выделиться из максимально пересыщенного литием твердого раствора (максимальная концентрация лития) до его полного ухода из твердого раствора (нулевая концентрация). Поскольку нам требуется такая величина этого параметра, которая позволяет сопоставлять сплавы с разным

содержанием легирующих элементов, то мы можем взять произвольную величину, близкую к максимальной растворимости лития в твердом растворе. В работе [8] приведено соотношение между равновесной концентрацией лития в твердом растворе и температурой, из которой для комнатной температуры эта концентрация равна 0,38 мас.%, поэтому мы приняли в качестве расчетной величины значение 0,5%, но с таким же успехом можно было взять величину 0,7 или 0,9%. Для сравнительной оценки термической стабильности сплавов это безразлично.

Уровень упругих свойств зависит от количества  $\delta'$ -фазы в сплаве, поэтому ее максимальное количество ( $W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ ), которое может быть рассчитано для конкретного состава сплавов системы Al-Mg(Cu)-Li (рис. 3.7), является количественной характеристикой его модуля Юнга. Для сплава 8090 (рис. 3.7а) характерна низкая величина  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ , что свидетельствует о высокой фазовой стабильности этого сплава, поскольку при любых способах термомеханического воздействия на этот сплав из твердого раствора может выделиться не более 6,3%  $\delta'$ -фазы, что составляет ~20% ее максимального количества. При этом для сплава 2094 (рис. 4б) величина  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$  почти втрое больше (15,9%), что свидетельствует с одной стороны о его фазовой нестабильности, а с другой о возможности варьировать в широких пределах его структурно-фазовое состояние, что дает большие возможности для корректировки комплекса свойств сварных соединений, для чего этот сплав успешно применяется. Сплав 8090 должен обладать высокими упругими свойствами, поскольку количество  $\delta'$ -фазы в нем может достигать 30% (рис. 3.7а), что резко отличает его от сплава 2094, количество  $\delta'$ -фазы в котором значительно меньше (рис. 3.7б).

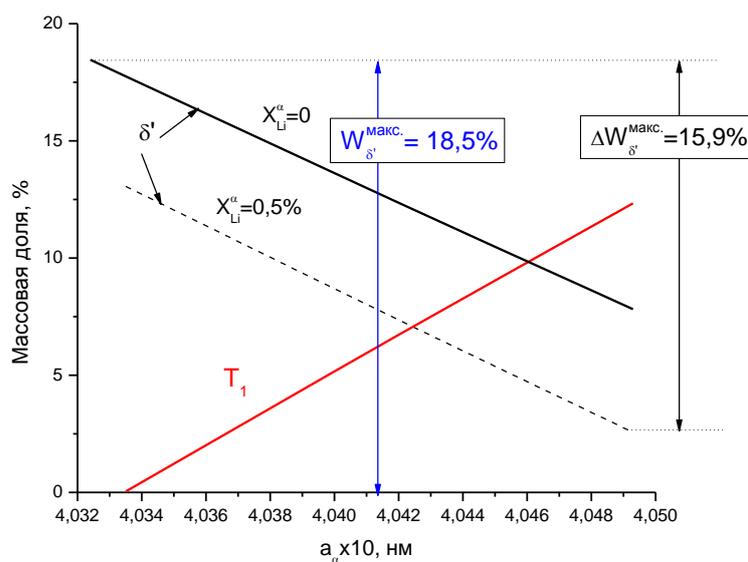
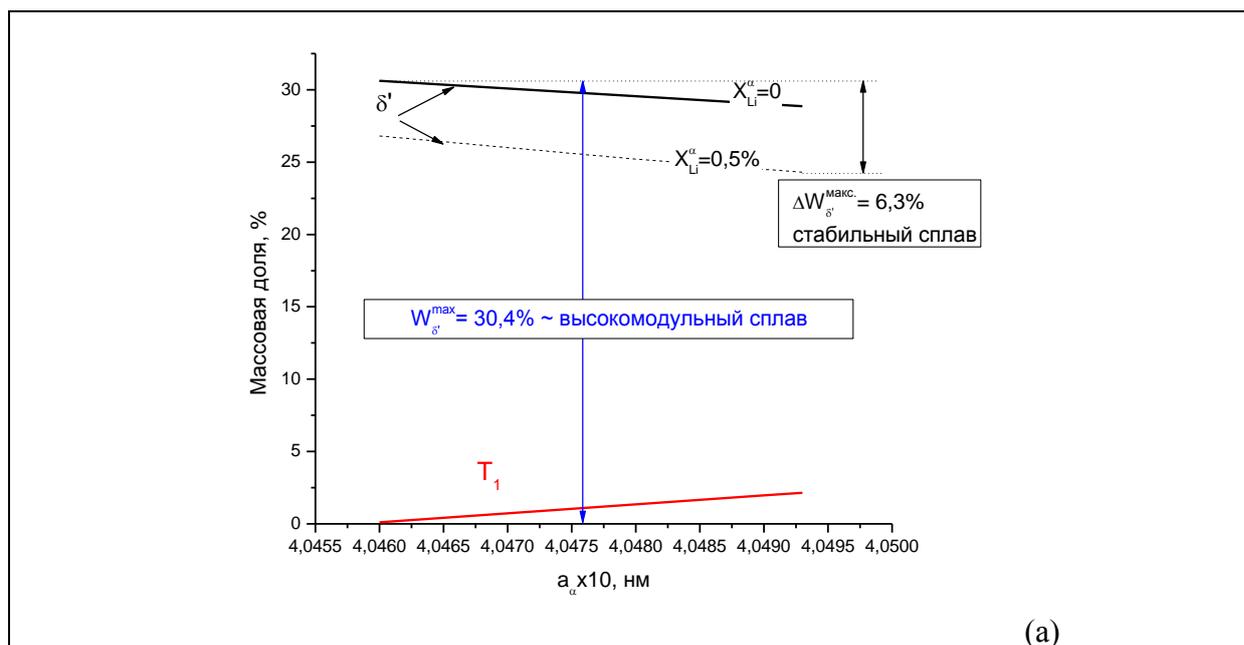


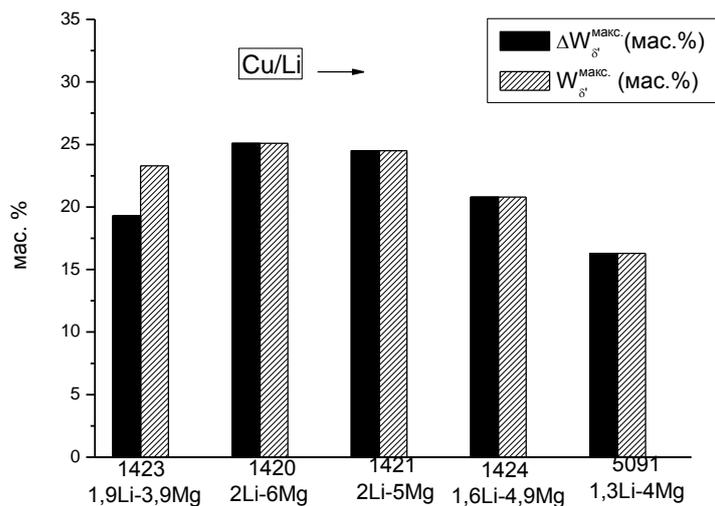
Рис. 3.26. Схема определения величины параметра термической нестабильности Al-Li-Cu сплавов, характеризующий сопротивление нестабильности при длительных низкотемпературных нагревах : сплав 8090 (Al-1.1Cu-2.4Li); (б) 2094 (Al-4.8Cu-1.1Li) :  $W_{\delta'}^{\text{макс.}}$  – максимальное количество  $\delta'$ -фазы в данном сплаве;  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$  – параметр термической нестабильности, равный максимально возможному количеству  $\delta'$ -фазы, которая может выделиться из твердого раствора.

На рис. 3.27 и 3.28 приведены значения соответствующих количественных параметров сплавов, на основании которых можно вести поиск сплавов в зависимости от необходимого комплекса служебных свойств. Видно, что по комплексу характеристик, включающих параметры фазовой стабильности и упругих свойств сплавы системы Al-Mg-Li резко отличаются от сплавов системы Al-Cu-Li. Сплавы Al-Mg-Li (рис. 3.27а) отличаются высокой фазовой нестабильностью даже по сравнению с наиболее нестабильными представителями сплавов Al-Cu-Li (американский сплав Weldalite 049 и отечественный сплав 1460-3, см. рис. 3.28б). Наиболее термически стабильные сплавы системы Al-Cu-Li значительно превосходят по этому показателю сплавы Al-Mg-Li (рис. 3.27б).

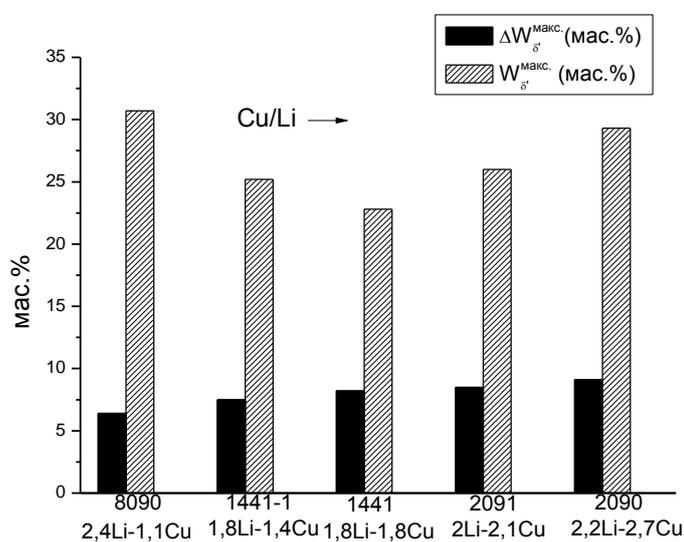
Для сплавов, используемых для СИАЛов, для которых одинаково важны показатели фазовой стабильности и упругости можно ввести интегральный показатель в виде отношения:

$$\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}} / W_{\delta'}^{\text{макс.}}$$

В табл.3.3 приведены расчетные данные для сплавов трех поколений и на рис.3.29 приведены зависимости этой величины от отношения количества Cu(Mg) к Li, выраженные молярными долями (рис.3.29). Видно, что сплавы существенно отличаются по величине этого показателя, который тем выше, чем больше отношение Cu(Mg) к Li.

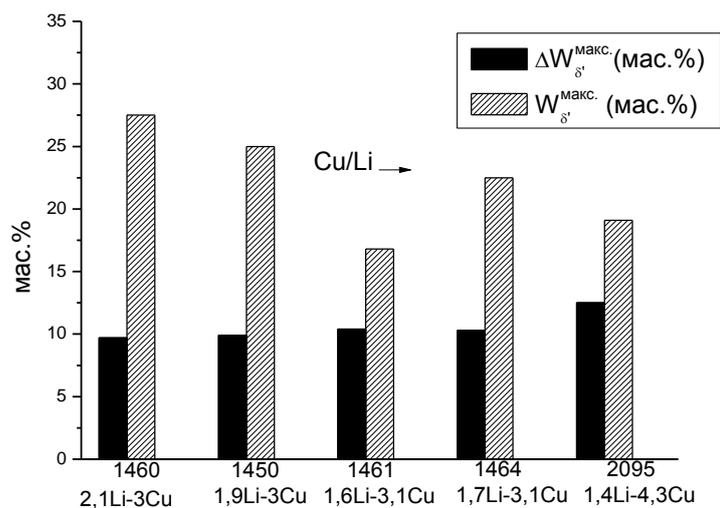


(a)

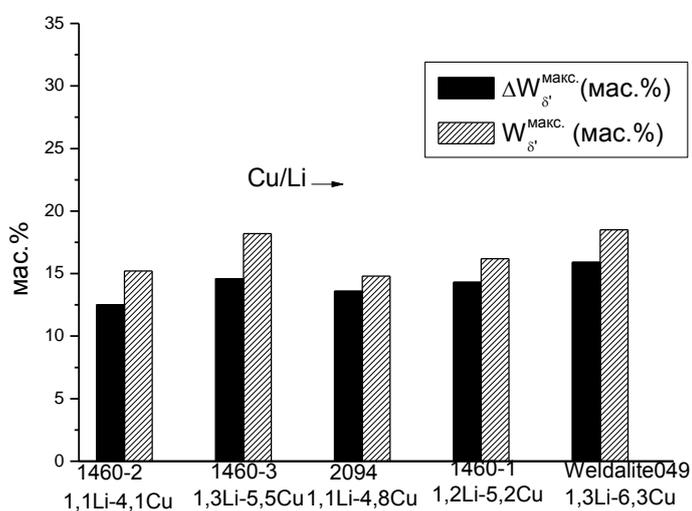


(б)

Рис. 3.27. Значения параметра термической нестабильности и количества  $\delta'$ -фазы для промышленных сплавов Al-Mg(Cu)-Li: (а) сплавы Al-Mg-Li, имеющие высокий уровень термической нестабильности (высокая величина  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ ) и большим количеством  $\delta'$ -фазы (высокая величина  $W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ ); (б) сплавы Al-Cu-Li с высокой термической стабильностью (низкая величина  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ ) и большим количеством  $\delta'$ -фазы.



(a)



(б)

Рис. 3.28. Значения параметра термической нестабильности и количества  $\delta'$ -фазы для промышленных сплавов Al-Cu-Li: (а) сплавы, характеризующиеся умеренным уровнем термической нестабильности и умеренным количеством  $\delta'$ -фазы; (б) сплавы с низкой термической стабильностью (высокая величина  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$ ) и низким количеством  $\delta'$ -фазы.

Табл.3.3. Значения параметров термической стабильности Al-Li сплавов трех поколений.

Сплав	Поколение	Мас. %			$W_{\delta}$	$W_{T(S)}$	$W_{\delta}$	$W_{T(S)}$	$W_{\delta'}^{\text{макс.}}$	$\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$
		Li	Cu	Mg	$X_{Li}^{\alpha}=0$ (ср.)		$X_{Li}^{\alpha}=0,5$ (ср.)			
2020	1	1,2	4,5	0,00	12,0	5,2	6,7	5,2	16,6	14,5
5091	1	1,3	0	3,95	9,3	7,0	5,35	7,0	16,4	16,4
1424	1	1,7	0	5,00	12,45	8,75	8,05	8,75	21,4	21,4
1420	1	2	0	5,60	15,15	9,8	10,1	9,8	25,1	15,0
1421	1	2,1	0	5,20	17,2	9,1	12,2	9,1	26,5	23,6
<b>1450</b>	<b>2</b>	<b>2,1</b>	<b>2,9</b>	<b>0,00</b>	26,4	3,35	19,8	3,35	27,5	10,6
<b>1460</b>	<b>2</b>	<b>2,25</b>	<b>2,9</b>	<b>0,00</b>	26,4	3,35	21,8	3,35	29,4	10,5
<b>2090</b>	<b>2</b>	<b>2,1</b>	<b>2,7</b>	<b>0,00</b>	20,4	2,6	20,4	2,6	27,4	9,2
<b>2091</b>	<b>2</b>	<b>2</b>	<b>2</b>	<b>1,30</b>	24,3	2,3	19,5	2,3	26,4	8,9
<b>1441</b>	<b>2</b>	<b>1,8</b>	<b>1,8</b>	<b>0,90</b>	21,9	2,05	19,3	2,05	23,7	3,8
<b>8090</b>	<b>2</b>	<b>2,4</b>	<b>1,5</b>	<b>0,80</b>	29,6	1,75	25,0	1,75	31,1	7,6
<b>1440</b>	<b>2</b>	<b>2,4</b>	<b>1,5</b>	<b>0,80</b>	29,6	1,75	25,0	1,75	31,1	7,6
2094	3	1,1	4,8	0,40	10,8	5,5	5,2	5,5	15,6	15,2
2195	3	1	4	0,40	10,0	4,6	4,2	4,6	14,0	13,6
2050	3	1	3,6	0,40	10,2	4,1	4,6	4,1	13,9	12,8
2065	3	1,2	4,2	0,50	-	-	-	-	-	-
2098	3	1,05	3,5	0,53	11,1	4,0	5,4	4,0	14,6	12,7
2055	3	1,15	3,7	0,40	-	-	-	-	-	-
2198	3	1	3,2	0,50	10,55	3,7	5,0	3,7	13,8	12,1
1469	3	1,4	4,3	0,00	14,7	5,0	12,1	5,0	19,1	8,8
2297	3	1,4	2,8	0,25	15,85	3,25	10,5	3,25	18,7	11,0
2397	3	1,4	2,8	0,25	-	-	-	-	-	-
1464	3	1,7	3	0,00	19,45	3,85	14,3	3,85	22,5	11,2
2196	3	1,75	2,9	0,50	20,25	3,35	15,2	3,35	23,2	10,9
1461	3	1,7	2,8	0,00	20,5	3,35	15,25	3,35	23,2	10,9
2199	3	1,6	2,6	0,20	18,45	3,05	13,3	3,05	21,1	10,6
2076	3	1,5	2,35	0,50	-	-	-	-	-	-
2296	3	1,6	2,45	0,60	18,75	2,8	13,6	2,8	21,2	10,1
2099	3	1,8	2,7	0,30	21,0	3,1	16,0	3,1	23,7	10,4

$W_{\delta}$ ,  $W_{T(S)}$  – рассчитанные средние значения  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз для величины растворимости лития в  $\alpha$ -твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0$  и 0,5%;  $W_{\delta'}^{\text{макс.}}$  – максимальное количество  $\delta'$ -фазы в сплаве;  $\Delta W_{\delta'}^{\text{макс.}}$  – параметр термической нестабильности, равный максимально возможному количеству  $\delta'$ -фазы, которая может выделиться из твердого раствора.

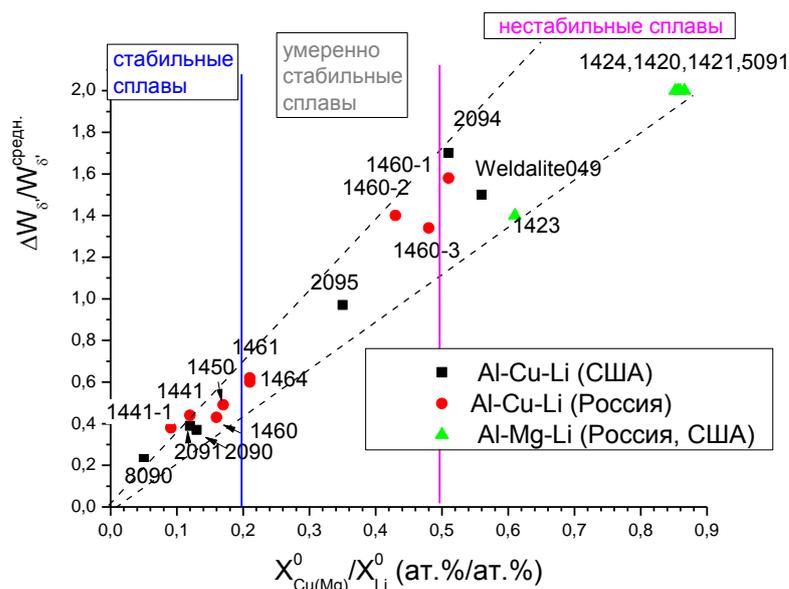


Рис. 3.29. Зависимость величины параметра термической нестабильности Al-Li-Cu(Mg) сплавов от отношения молярных концентраций Cu(Mg) и Li

Разработанный нами количественный подход к оценке фазового состава можно использовать для уточнения классификации Al-Cu-Mg-Li сплавов. О необходимости уточнения классификации свидетельствует тот факт, что имеющееся разделение сплавов на поколения отражает только временные рамки создания сплавов, хотя в этом присутствует определенная тенденция. Существует другая классификация, основанная на соотношении легирующих и свойствах:

1) сплавы с низким содержанием меди (< 2,0 %), высоким содержанием лития (2,2–2,8 %) и относительно высоким содержанием магния (0,5–1,5 %); эти сплавы имеют среднюю прочность ( $\sigma_b = 430\text{--}500$  МПа) при высокой вязкости разрушения и низкой технологичности, особенно при холодной деформации;

2) сплавы со средним содержанием меди (2,0–3,5 %) и лития (1,5–2,2%), с малой добавкой магния (0,5 %); эти сплавы имеют высокую прочность ( $\sigma_b = 480\text{--}600$  МПа) при удовлетворительной вязкости разрушения и удовлетворительных технологических свойствах;

3) сплавы с высоким содержанием меди (3,5–6,0 %), низким содержанием лития (~ 1,3 %) и малой добавкой магния (~ 0,4 %); эти сплавы, особенно с добавкой Ag, имеют очень высокую прочность ( $\sigma_b$  до 700–720 МПа) при пониженной

пластичности и высокой плотности.

К тем кратким характеристикам, которые даны каждой группе, следует добавить, что плотность сплавов в основном зависит от содержания меди и лития; для сплавов первой группы она минимальна, а для третьей группы – максимальна. Коррозионная стойкость сплавов с повышением содержания меди ухудшается, но может быть улучшена путем выбора оптимального режима термической обработки. Сплавы системы Al–Cu–Mg–Li, уступая сплавам системы Al–Mg–Li по плотности, но будучи более прочными и технологичными в металлургическом производстве, получили в последние десятилетия более широкое применение.

Табл.3.4. Атомные процентные доли, их отношения, средние значения количества  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз для  $X_{Li}^{\alpha}=0$ , их отношения для Al-Li сплавов.

Сплав	Группа	Ат.%			$W_{\delta}$	$W_{T(S)}$	Li/Cu(Mg)	$W_{\delta}/W_{T(S)}$
		Li	Cu	Mg	$X_{Li}^{\alpha}=0$ (ср.)		Ат.%	
5091	1	4,87	0,00	4,21	9,3	7,0	(1,16)	1,3
1424	1	6,30	0,00	5,26	12,45	8,75	(1,20)	1,4
1420	1	7,35	0,00	5,84	15,15	9,8	(1,26)	1,5
1421	1	7,69	0,00	5,41	17,2	9,1	(1,42)	1,9
2094	2	4,26	2,03	0,43	10,8	5,5	2,10	1,95
2195	2	3,86	1,69	0,43	10,0	4,6	2,29	2,2
2050	2	3,85	1,52	0,43	10,2	4,1	2,54	2,5
2098	2	4,04	1,47	0,57	11,1	4,0	2,75	2,8
2198	2	3,85	1,34	0,54	10,55	3,7	2,86	2,8
1469	2	5,36	1,80	0,00	14,7	5,0	2,98	2,96
2297	3	5,31	1,16	0,27	15,85	3,25	4,58	4,9
1464	3	6,40	1,23	0,00	19,45	3,85	5,19	5,1
2196	3	6,58	1,19	0,53	20,25	3,35	5,52	6,0
1461	3	6,40	1,15	0,00	20,25	3,35	5,56	6,0
2199	3	6,03	1,07	0,21	18,45	3,05	5,63	6,0
2296	3	6,02	1,01	0,64	18,75	2,8	5,98	6,7
2099	3	6,75	1,11	0,32	21,0	3,1	6,10	6,8
1450	4	7,82	1,18	0,00	24,5	3,35	6,63	7,4
1460	4	8,34	1,17	0,00	26,4	3,35	7,10	7,9
2090	4	7,81	1,10	0,00	20,4	2,6	7,12	7,8
2091	5	7,43	0,81	1,36	24,3	2,3	9,16	10,6
1441	5	6,72	0,73	0,95	21,9	2,05	9,16	10,7
8090	5	8,79	0,60	0,83	29,6	1,75	14,65	16,9
1440	5	8,79	0,60	0,83	29,6	1,75	14,65	16,9

Мы предлагаем классификацию, основанную на относительной атомной концентрации лития и меди для сплавов Al–Cu–Mg–Li и лития и магния для сплавов Al–Mg–Li, которую можно сделать более универсальной, если выбрать в качестве критерия отношение долей  $\delta'$ -фазы и тройной фазы ( $T_1$  или  $S_1$ - фазы). Этот вариант классификации приведен в табл.3.4. Все сплавы разделены на пять групп. В первую группу входят сплавы Al–Mg–Li, для которых отношение фаз,  $W_{\delta'}/W_S < 2$ . Для 2-ой группы это отношение от 2 до 3, для 3-ей группы – от 5 до 7, для 4-ой – от 7 до 8 и для 5-ой группы от 11 до 17.

### **3.3. Оценка изменения фазового состава сплава 1420 при холодной прокатке.**

Для каждого состава сплава и содержания лития в твердом растворе величина параметра решетки изменяется в определенных пределах. Нижнему значению параметра решетки соответствует максимально возможное содержание  $S_1$ -фазы, а верхнему – максимальное содержание  $\delta'$ -фазы. Необходимо подчеркнуть, что разработанная методика основана на формальной оценке количества интерметаллидных фаз, исходя из химического состава сплава и параметра решетки твердого раствора, и не связана с реальными физико-химическими характеристиками сплавов, определяющими скажем концентрацию лития в твердом растворе после различных режимов термической или термомеханической обработки. Тем не менее, оценка количественного соотношения фаз дает возможность объективной интерпретации результатов экспериментальных металлургических исследований, а также позволяют выбрать оптимальные режимы этих исследований.

В качестве примера рассмотрим изменение фазового состава сплава 1420 при холодной прокатке, рис.3.30. С увеличением обжатия теплокатоного листа параметр решетки твердого раствора снижается от 4,075 до 4,061 Å (рис. 3.30а). В табл. 3.5 приведены значения фазового состава сплава для различных степеней деформации, рассчитанные для разных значений концентрации лития в твердом растворе. Рассмотрены различные варианты изменения этих величин по мере увеличения обжатия с учетом того, что при холодной прокатке массовая доля интерметаллидных фаз не может уменьшаться, а содержание лития соответственно увеличиваться, т.е. фазы только выделяются, но не растворяются. Это является вполне реалистичным условием для холодной прокатки. В результате анализа различных «маршрутов» изменения фазового состава с увеличением обжатия установлено, что они

располагаются в достаточно узких интервалах (рис.3.30 б,в), особенно это относится к содержанию  $S_1$ -фазы (рис.3.30 в). Можно сделать однозначный вывод о том, что холодная прокатка сплава 1420 в конкретном структурно-фазовом исходном состоянии сопровождается распадом твердого раствора с выделением в основном  $S_1$ -фазы. В то же время, из рис.2 видно, что вариации содержания лития в твердом растворе могут оказывать существенное влияние на количественную оценку фазового состава. Это особенно важно для случаев термической обработки (закалка, старение), когда наряду с изменением содержания лития в твердом растворе возможно как выделение, так и растворение различных интерметаллидных фаз. В этом случае важно знать содержание лития в твердом растворе для сплавов Al-Cu(Mg)-Li в зависимости от состава и вида термической обработки. Такие данные можно получить на основании сопоставления расчетов по предложенной в работе методике и экспериментальных значений параметров решетки твердого раствора для данного сплава.

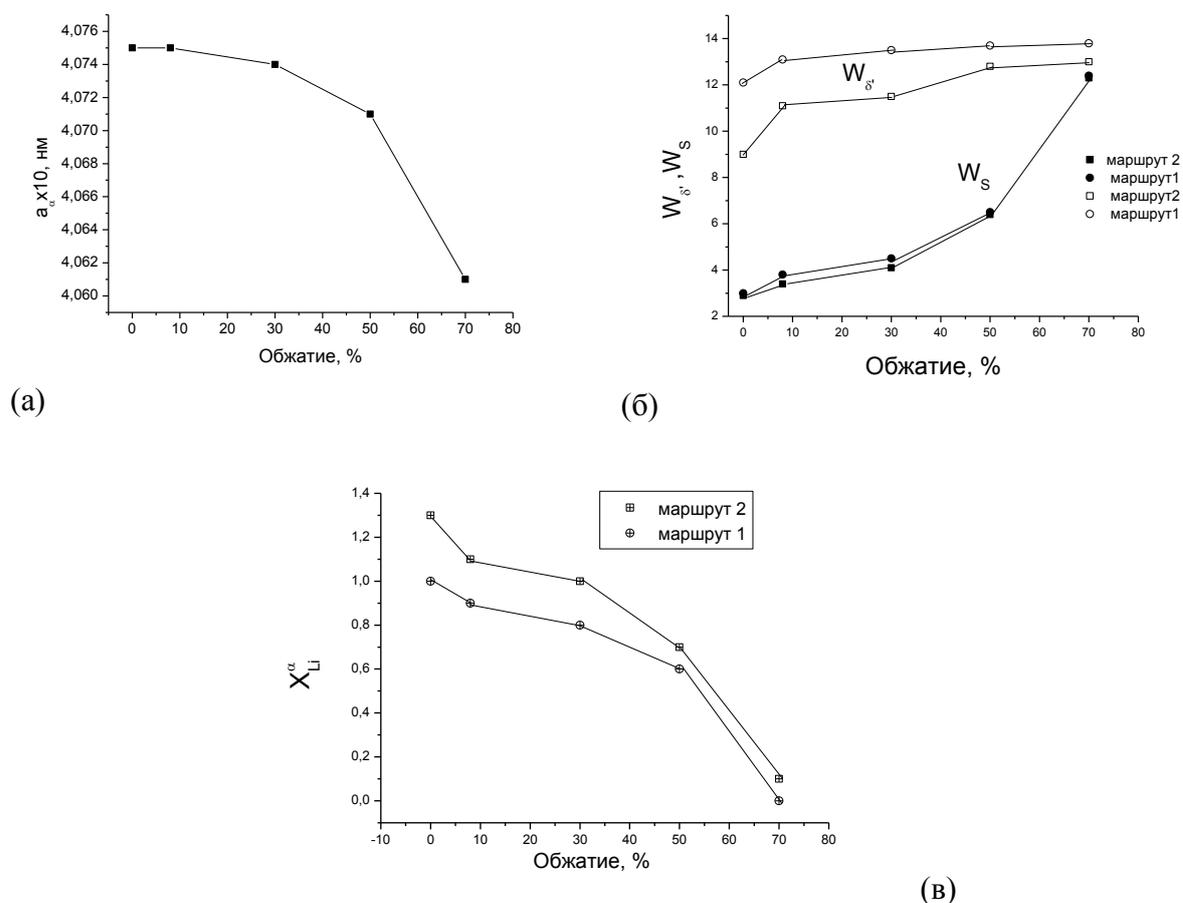


Рис.3.30. Изменения параметра решетки  $\alpha$ -твердого раствора (а) и вычисленные из

этого параметра вариации количества лития в  $\alpha$ -фазе ( $\delta$ ),  $S_1$  и  $\delta'$ -фаз ( $\nu$ ) в зависимости от величины обжатия при холодной прокатке сплава 1420: вариации количества фаз ( $W_{\delta'}$  и  $W_{S_1}$ ) и содержания лития ( $X_{Li}^\alpha$ ) даны для 1-го и 2-го «маршрутов», выделенных в табл.3.5.

Табл.3.5

Вариации фазового состава ( $W_{S_1}$ ,  $W_{\delta'}$ ) сплава 1420 при холодной прокатке, рассчитанные для различных концентраций лития в твердом растворе ( $X_{Li}^\alpha$ ).

$X_{Li}^\alpha$	$\varepsilon, \%$									
	0		8		30		50		70	
	$W_{\delta'}$	$W_{S_1}$	$W_{\delta'}$	$W_{S_1}$	$W_{\delta'}$	$W_{S_1}$	$W_{\delta'}$	$W_{S_1}$	$W_{\delta'}$	$W_{S_1}$
0	20.9	5.4	20.9	5.4	20.4	5.9	18.9	7.4	<b>13.8</b>	<b>12.4</b>
0,1	20.1	5.3	20.1	5.3	19.6	5.8	18.1	7.3	13.0	12.3
0,2	19.3	5.1	19.3	5.1	18.8	5.6	17.3	7.1	12.1	12.2
0,4	17.7	4.7	17.7	4.7	17.1	5.3	15.5	6.8	10.2	12.1
0,5	16.8	4.6	16.8	4.6	16.3	5.1	14.7	6.7	9.2	12.0
0,6	15.9	4.4	15.9	4.4	15.4	4.9	<b>13.7</b>	<b>6.5</b>	8.2	11.9
0,7	15.0	4.2	15.0	4.2	14.5	4.7	12.8	6.4	7.2	11.8
0,8	14.1	4.0	14.1	4.0	<b>13,5</b>	<b>4,5</b>	11,8	6,2	6,2	11,7
0,9	13.1	3.8	<b>13.1</b>	<b>3.8</b>	12,5	4,3	10,8	6,0	5,1	11,6
1,0	<b>12.1</b>	<b>3.6</b>	12.1	3.6	11.5	4.1	9.8	5.8	4	11.6
1,1	11.1	3.4	<b>11.1</b>	<b>3.4</b>	10,5	3,9	8,7	5,7	2,8	11,5
1,2	10	3.1	10	3.1	9.4	3.7	7.6	5.5	1.6	11.4
1,3	<b>9.0</b>	<b>2.9</b>	9.0	2.9	8,3	3,5	6,5	5,3	0,4	11,2

Маршрут 1:  $\varepsilon=0\%$ :  $W_{\delta'}/W_{S_1}/X_{Li}^\alpha=12.1/3.6/1.0 \rightarrow 8\%$ :  $13.1/3.8/0.9 \rightarrow 30\%$ :  $13.5/4.5/0.8 \rightarrow 50\%$ :  $13.7/6.5/0.6 \rightarrow 70\%$ :  $13.8/12.4/0.0$

Маршрут 2:  $\varepsilon=0\%$ :  $9.0/2.9/1.3 \rightarrow 8\%$ :  $11.1/3.4/1.1 \rightarrow 30\%$ :  $11.5/4.1/1.0 \rightarrow 50\%$ :  $12.8/6.4/0.7 \rightarrow 70\%$ :  $13.0/12.3/0.1$

### Выводы по 3-ей главе

1. Разработана методика расчета количества  $T_1$ ,  $S_1$  и  $\delta'$ - фаз для Al-Cu-Li и Al-Mg-Li сплавов на основании экспериментального измерения параметров решетки  $\alpha$ - твердого раствора, при этом содержание лития в твердом растворе служит в качестве варьируемого параметра.
2. Показано, что разработанная методика может эффективно использоваться для количественной интерпретации результатов исследований влияния термической и термомеханической обработок на фазовый состав сплавов, а также при оптимизации составов сплавов систем Al-Mg(Cu)-Li-X.
3. Выведены уравнения для расчета количества  $S_1$  ( $Al_2MgLi$ ),  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) и  $\delta'(Al_3Li)$ -фаз в российских и зарубежных сплавах 1420, 1424, 5090 (сплавы Al-Mg-Li) и 1440, 1460, 1461, 1441, 1469, 2090, 2094, 2095, 8090, (сплавы Al-Cu-Li).
4. Показано, что в сплавах соотношение между  $\delta'$ - фазой и тройными фазами определяется атомными долями лития меди для Al-Cu-Li сплавов, показано также, что в сплавах Al-Cu-Li доля  $\delta'$ - фазы значительно выше, чем тройной  $T_1$ - фазы.
5. Предложен критерий фазовой стабильности сплавов системы Al-Li, основанный на оценке возможных вариаций количества  $\delta'$ - фазы для сплава данного химического состава.
6. Показаны возможности использования методики количественного фазового анализа для оценки анизотропии упругих и прочностных свойств сплавов Al-Cu(Mg)-Li.
7. Предложена новая классификация Al-Li-Mg(Cu) – сплавов, которые следует разделить на 5 групп, отличающихся отношением долей двойной  $\delta'$ -фазы ( $W_\delta$ ) и тройной фаз,  $S_1$  ( $W_S$ ) или  $T_1$  ( $W_T$ ): 1 группа - сплавы Al-Li-Mg,  $W_\delta/W_S < 2$ ; 2 – 5 группы это сплавы Al-Cu-Li-Mg: для 2-ой группы отношение  $W_\delta/W_T$  от 2 до 3, для 3-ей группы – от 5 до 7, для 4-ой – от 7 до 8 и для 5-ой группы от 11 до 17.

#### Глава 4. Исследование распределения текстуры и фазового состава по сечению 80 мм плиты сплава В-1461

Одной из наиболее проблематичных характеристик сплавов с литием является анизотропия механических свойств в плоскости и по толщине из-за образования сильной текстуры и текстурных градиентов. Поэтому в этой части работы исследовали микроструктуру, фазовый состав и текстуру в различных участках плит после последовательных стадий термической обработки.

##### 4.1. Исследование текстуры $\alpha$ - и $\delta'$ -фаз по сечению плиты из сплава В-1461.

В табл.4.1-4.4 приведены результаты определения текстуры с помощью ОПФ для 4-х направлений 80 мм плиты: НП, ПН,  $45^0$  и НН.

Табл. 4.1. Полусные плотности для 5-и сечений 80 мм плиты (направление НН)

	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	2,98	4,71	3,08	1,95	2,48
013	1,32	1,03	0,69	0,58	0,00
012	0,49	0,40	0,81	0,43	0,20
011	0,06	0,05	1,61	10,81	13,13
133	0,21	0,32	0,13	0,11	0,05
122	0,12	0,45	0,71	0,00	0,00
111	0,55	0,59	0,12	0,04	0,02
112	0,77	0,83	0,34	0,04	0,05
113	0,93	0,86	2,82	0,14	0,29
115	1,87	1,77	1,10	0,17	0,22
135	0,31	0,41	2,45	2,06	1,56
123	0,49	0,51	0,51	0,00	0,00

Табл. 4.2. Полюсные плотности для 5-и сечений 80 мм плиты (45°- направление)

	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	2,15	2,16	2,16	4,22	3,93
013	2,07	0,54	1,54	1,15	0,72
012	1,01	1,08	1,63	1,22	0,54
011	0,77	1,35	1,08	0,77	0,72
133	0,46	0,61	0,87	0,91	1,77
122	0,11	0,52	0,68	0,67	1,20
111	0,31	0,27	0,31	0,26	0,30
112	0,83	0,43	0,98	0,38	0,51
113	1,44	0,73	1,04	0,71	0,59
115	4,36	2,17	1,75	1,55	0,77
135	1,10	0,84	0,96	0,69	0,68
123	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

Табл. 4.3. Полюсные плотности для 5-и сечений 80 мм плиты (НП)

	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	1,58	1,36	2,16	1,59	2,03
013	0,86	0,54	0,22	0,00	0,00
012	1,87	2,20	0,24	0,06	0,00
011	1,58	1,86	0,65	0,38	0,33
133	1,52	1,26	0,34	0,06	0,08
122	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
111	1,87	2,03	2,16	1,91	2,03
112	0,79	1,30	3,94	4,35	5,60
113	0,86	0,85	1,51	1,85	1,37
115	0,36	0,11	0,48	1,07	0,78
135	1,23	1,81	0,23	0,00	0,04
123	0,64	0,56	0,00	0,00	0,00

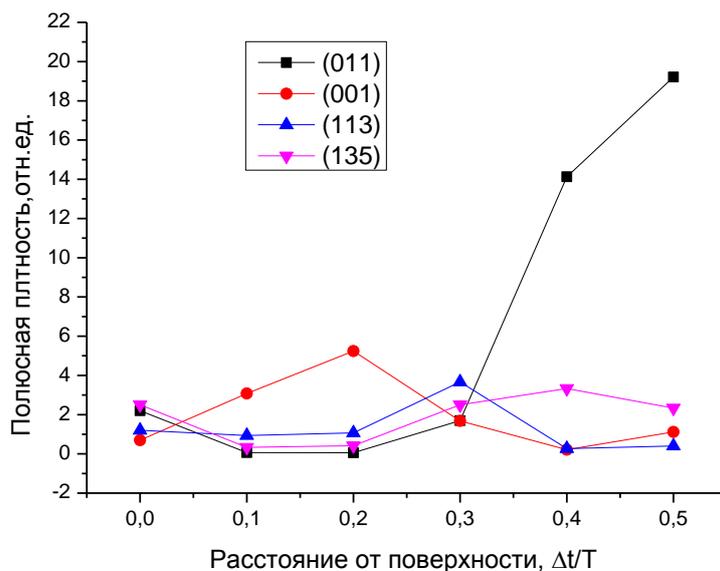
Табл. 4.4. Полусные плотности для 5-и сечений 80 мм плиты (ПН)

	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	1,07	1,39	1,14	2,75	2,71
013	1,14	1,16	0,70	0,00	0,00
012	1,24	1,16	1,04	0,71	0,58
011	1,98	2,00	2,79	0,69	0,36
133	1,91	1,04	1,86	1,28	1,19
122	0,46	0,41	0,01	1,42	1,06
111	2,44	2,93	2,28	2,92	3,97
112	1,07	0,73	0,57	1,55	2,26
113	1,07	1,08	0,89	1,20	0,72
115	0,91	0,82	0,19	0,80	0,96
135	0,93	1,43	0,72	0,61	0,58
123	0,49	0,86	0,28	0,76	0,60

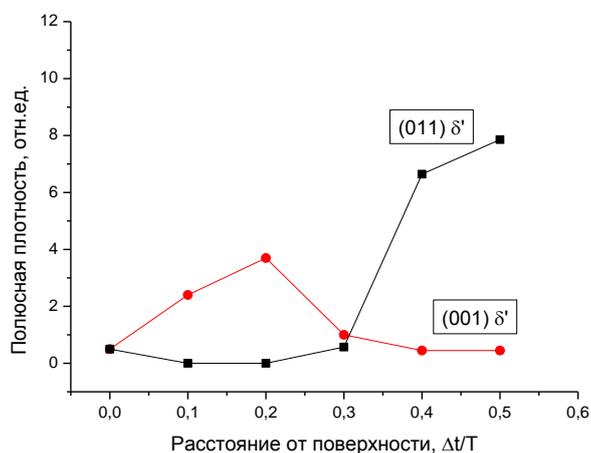
На рис. 4.1. – 4.5 показаны распределения различных компонентов текстуры прокатки по сечению плит после 3-х режимов старения для твердого раствора алюминия и  $\delta'$  фазы. Следует обратить внимание на сходство текстур после различных режимов старения, аналогичные зависимости имеют место после закалки и правки растяжением, что свидетельствует о том, что термообработка не влияет на текстуру, которая определяется исключительно режимами ОМД плит. Эти результаты свидетельствуют также о том, что текстуры  $\delta'$  фазы и матрицы аналогичны, что подтверждает известный по результатам электронно-микроскопических исследований факт когерентности  $\delta'$  фазы и матрицы.

В центральной зоне плиты обе фазы характеризуются однокомпонентной текстурой с плоскостью  $\{011\}$  параллельной плоскости листа. ОПФ для направления прокатки в центральном сечении плиты свидетельствует о том, что с этим направлением совпадают нормали к плоскостям, принадлежащих зоне  $\langle 110 \rangle$  от  $\{001\}$  до  $\{111\}$ , при этом максимальная полюсная плотность соответствует нормали к  $\{112\}$ , т.е. текстуре «латуни»  $\{110\}\langle 112 \rangle$ , однако наряду с этим компонентом присутствуют и другие компоненты  $\{110\}\langle uvw \rangle$ , которые иногда называют «повернутой текстурой латуни». Такая текстура характерна для листов, полученных продольно-поперечной прокаткой, как в нашем случае. Текстура «латуни» характерна для сплавов с литием и обычно именно с такой текстурой связывают наибольшую анизотропию свойств. Однако такая текстура встречается и в других сплавах алюминия, анизотропия которых незначительна [20, 21]. Вероятно, для сплавов с литием существенный вклад в

механическое поведение вносит  $\delta'$ -фаза, количество которой значительно превышает количество любых упрочняющих фаз в сплавах алюминия. Результаты расчетов количества этой фазы по методике, развитой в [11], показали, что количество этой фазы в соответствии с химическим составом сплава может варьироваться от 14 до 20%.

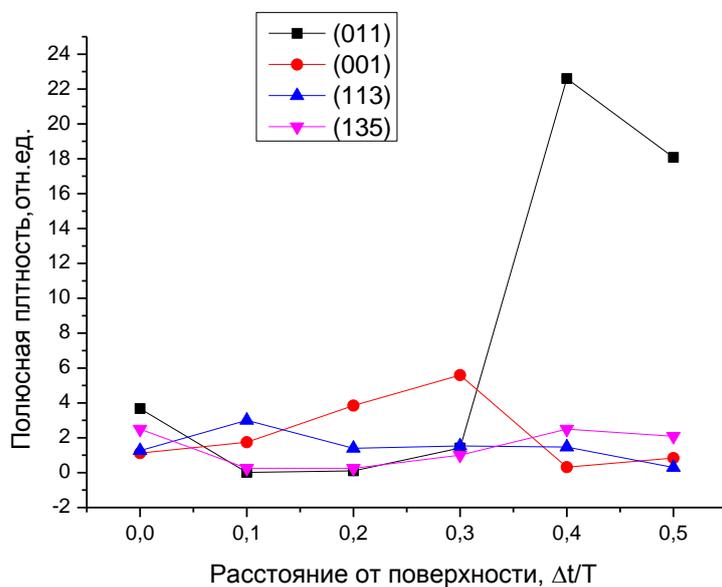


(a)

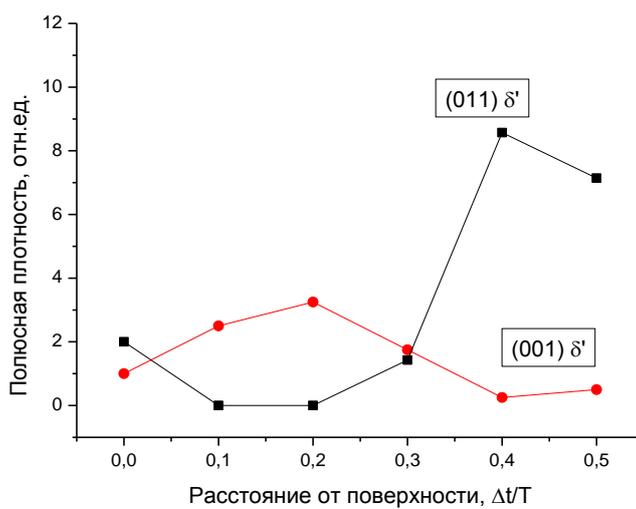


(б)

Рис. 4.1. Распределение текстуры  $\alpha$ -фазы (а) и  $\delta'$ -фазы (б) по сечению плиты 80 мм из сплава 1461 после закалки  $540^{\circ}\text{C}$  и растяжки 2-3%.

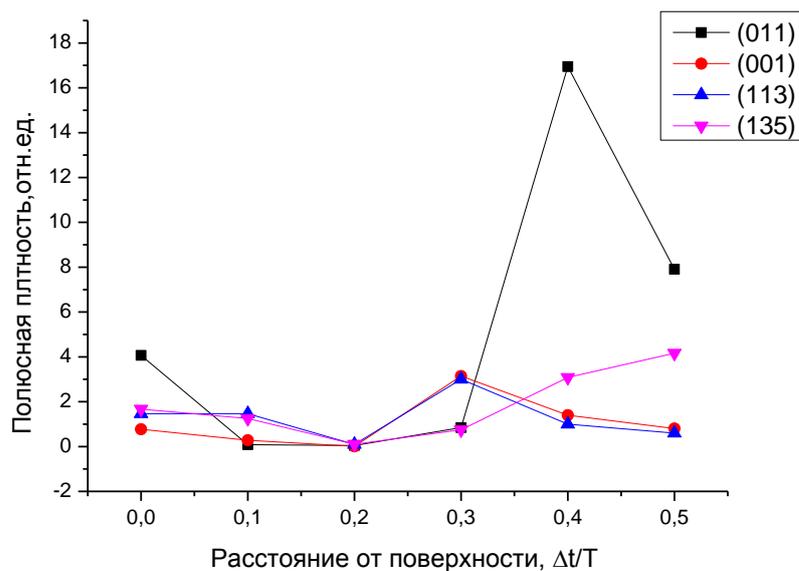


(a)

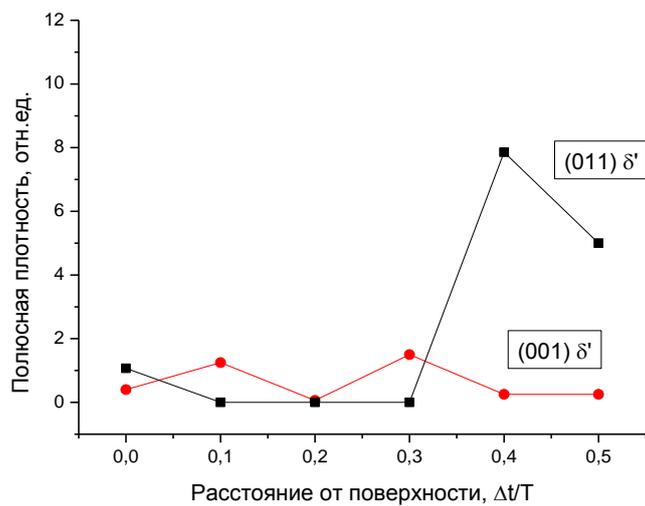


(б)

Рис. 4.2. Распределение текстуры  $\alpha$ -фазы (а) и  $\delta'$ -фазы (б) по сечению плиты 80 мм из сплава 1461 после закалки  $540^{\circ}\text{C}$  и старения  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час.

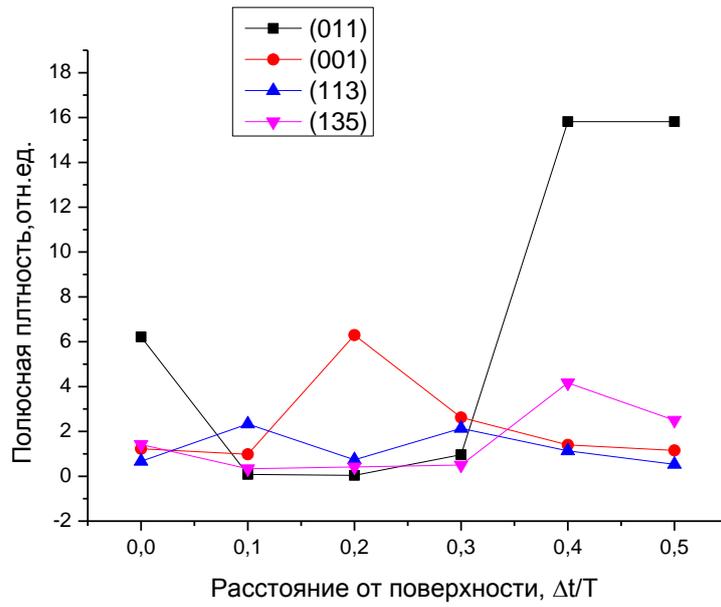


(a)

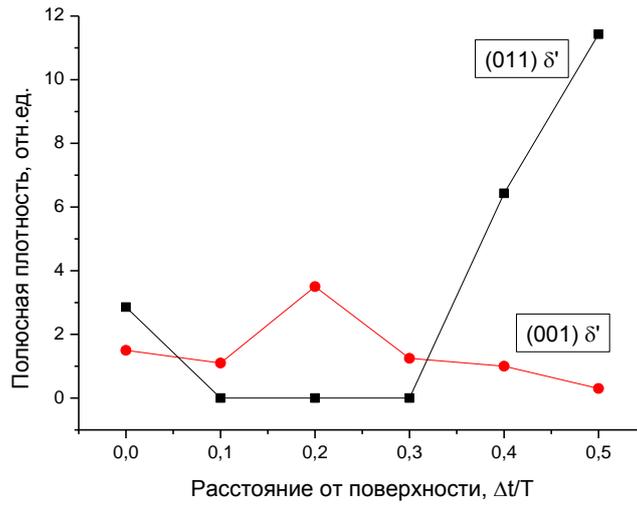


(б)

Рис. 4.3. Распределение текстуры  $\alpha$ -фазы (а) и  $\delta'$ -фазы (б) по сечению плиты 80 мм из сплава 1461 после закалки  $540^{\circ}\text{C}$  и старения  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час.  $+140^{\circ}\text{C}$ , 20 час. (ВИАМ)



(a)



(б)

Рис. 4.4. Распределение текстуры α-фазы (а) и δ'-фазы (б) по сечению плиты 80 мм из сплава 1461 после закалки 540<sup>0</sup>С и старения 120<sup>0</sup>С, 20 час. +140<sup>0</sup>С, 20 час.+150<sup>0</sup>С, 20 час.

#### 4.2. Исследование формирования фазового состава сплава в различных сечениях плиты после каждого этапа термообработки.

На рис.4.5 показано распределение по толщине плит твердости на различных стадиях т.о. Видно, что старение при  $120^{\circ}\text{C}$  дает практически совпадающие результаты с обработкой на твердый раствор, старение при 140 и особенно при  $150^{\circ}\text{C}$  приводит к существенному упрочнению. Важно отметить, что в отличие от показателей прочности при растяжении в этом случае не наблюдаются существенные различия характеристик твердости по сечению плиты для одной и той же обработки. Это свидетельствует о том, что причина неоднородности свойств по сечению обусловлены не различиями процессов упрочнения при распаде твердого раствора, которые можно было бы ожидать для толстых листов, а исключительно текстурным фактором, который нивелируется в случае вдавливания индентора по сравнению с осевыми испытаниями.

На рис. 4.8-4.12 приведены результаты исследования изменений фазового состава на различных стадиях старения, ответственных за эффекты упрочнения. Следует отметить два важных момента. Первый заключается в том, что количество  $\delta'$ -фазы в сплаве после всех режимов термической обработки практически не отличается, о чем можно судить по интенсивности сверхструктурного рефлекса (110) на дифрактограммах. Во-вторых, приведенные на рис.4.8-4-11 дифрактограммы все получены от медианного сечения плиты на удалении 0,4-0,5Т от поверхности, Для этого сечения после всех видов обработки характерно наличие интенсивной однокомпонентной текстуры «латуни» с расположением плоскости {110} параллельно плоскости плиты как для  $\alpha$ - так и для  $\delta'$ -фазы (рис.4.1-4.4). Именно поэтому мы видим интенсивную сверхструктурную линию (110)  $\delta'$ -фазы при съемке от медианного сечения. При съемке от подповерхностного слоя, удаленного от поверхности на 0,2Т (рис.4.11), где нет текстуры «латуни» рефлекс (110)  $\delta'$ -фазы вообще отсутствует, при этом присутствует интенсивный сверхструктурный рефлекс (100)  $\delta'$ -фазы (рис. 4.12), поскольку текстура в этом сечении имеет выраженный кубический компонент для  $\alpha$ - и  $\delta'$ -фаз, о чем свидетельствуют рис.4.1-4.4, а также наличие интенсивной структурной линии (200) на рис.4.12. Кроме того, ниже будет показано, что наличие интенсивной однокомпонентной текстуры «латуни» в медианном сечении позволяет обнаружить рефлексы двух медьсодержащих интерметаллидов благодаря удачному сочетанию текстуры твердого раствора и его ориентационных соотношений с этими интерметаллидными фазами.

На дифрактограмме образца после старения при 120 градусов (рис.4.7) видна интенсивная линия сверхструктурного рефлекса  $\{110\}$  от дельта-штрих фазы, высокая интенсивность которого обусловлена количеством интерметаллидной фазы, но в основном текстурой этой фазы, которая дает 4-5 кратное увеличение интенсивности отражения, которое становится сопоставимым с отражениями от матрицы. На фоне рефлекса от дельта-штрих фазы видна слабая линия от медной тэта-штрих фазы ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), которая также когерентна матрице, но даже с учетом текстуры ее интенсивность не сопоставима с дельта-штрих фазой, что объясняет отсутствие упрочняющего эффекта на этой стадии старения. После старения при  $140^\circ\text{C}$  (рис.4.9) интенсивность линии тэта-штрих фазы увеличивается, а после старения при 150 градусов (рис.4.10, 4.11) наряду с более интенсивной линией тэта-штрих фазы наблюдаются также две линии от  $T_1$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ), которые являются первым и вторым порядком отражения от плоскости призмы (100) ГПУ фазы, которая в соответствии с ориентационными соотношениями для тв.р-ра и  $T_1$ -фазы должны быть параллельны плоскости  $\{011\}$  тв.р-ра.

Как уже было сказано, большая интенсивность этого рефлекса видна на дифрактограмме, и связана с тем, что она получена съемкой образца из медианного сечения плиты, для которого интенсивность этой линии в  $\sim 9$  раз выше, чем для бестекстурного образца. Поэтому на дифрактограммах от сечений, удаленных от центра рефлексы от медьсодержащих фаз не обнаруживаются. (рис.4.12). Тем не менее, полученные нами результаты показывают, что на последней стадии старения при  $150^\circ$  происходит выделение  $T_1$  фазы (рис.4.8, 4.9) и это сопровождается существенным повышением твердости (рис.4.5). Эти результаты согласуются с электронно-микроскопическими исследованиями, утверждающими, что основной упрочняющей фазой в сплавах системы Al-Cu-Li является  $T_1$  фаза. Однако с этим можно не согласиться, поскольку выделение медьсодержащих фаз на высокотемпературной стадии старения происходит практически от нулевой отметки, а дельта-штрих фаза присутствует в сплаве даже после закалки в значительных количествах и как показывают наши расчеты не может быть ниже 14% (рис.4.13). Поэтому изменения количества и морфологии этой фазы при старении труднее фиксировать – ее всегда много.

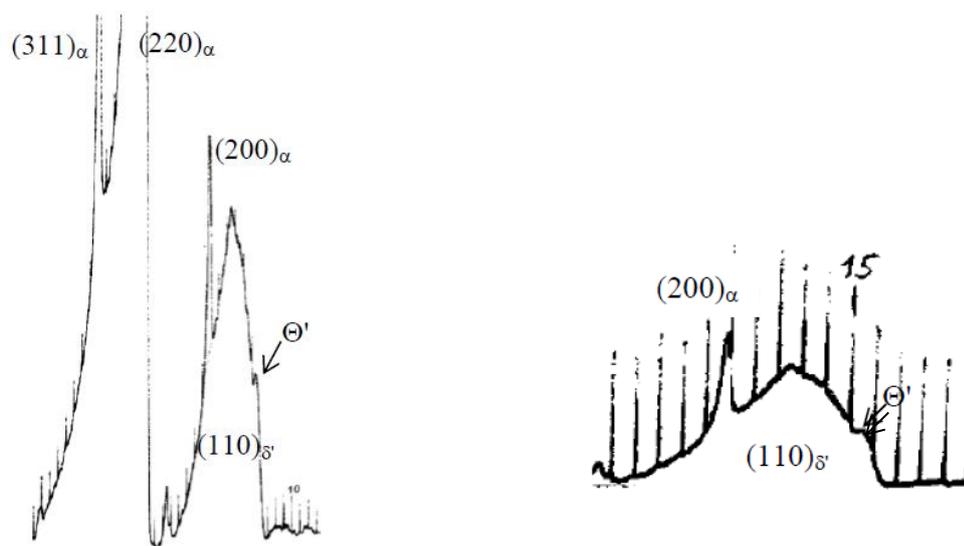


Рис.4.8. Участки дифрактограмм плиты из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при  $540^\circ\text{C}$ , 1 час, растяжки на 2-3% и старения при  $120^\circ\text{C}$ , 20 час.: НН, 0,4Т

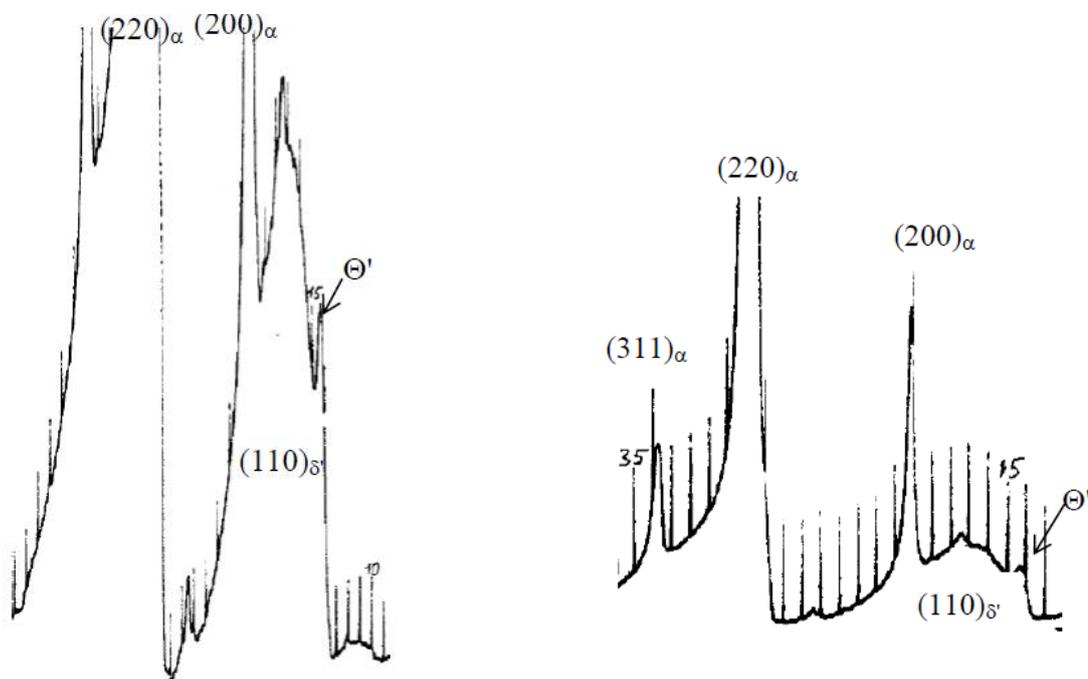


Рис.4.9. Участки дифрактограмм ( $\text{MoK}_\alpha$ -изл.) плиты из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при  $540^\circ\text{C}$ , 1 час, растяжки на 2-3% и старения при  $120^\circ\text{C}$ , 20 час. +  $140^\circ\text{C}$ , 24 час.: НН, 0,4Т.

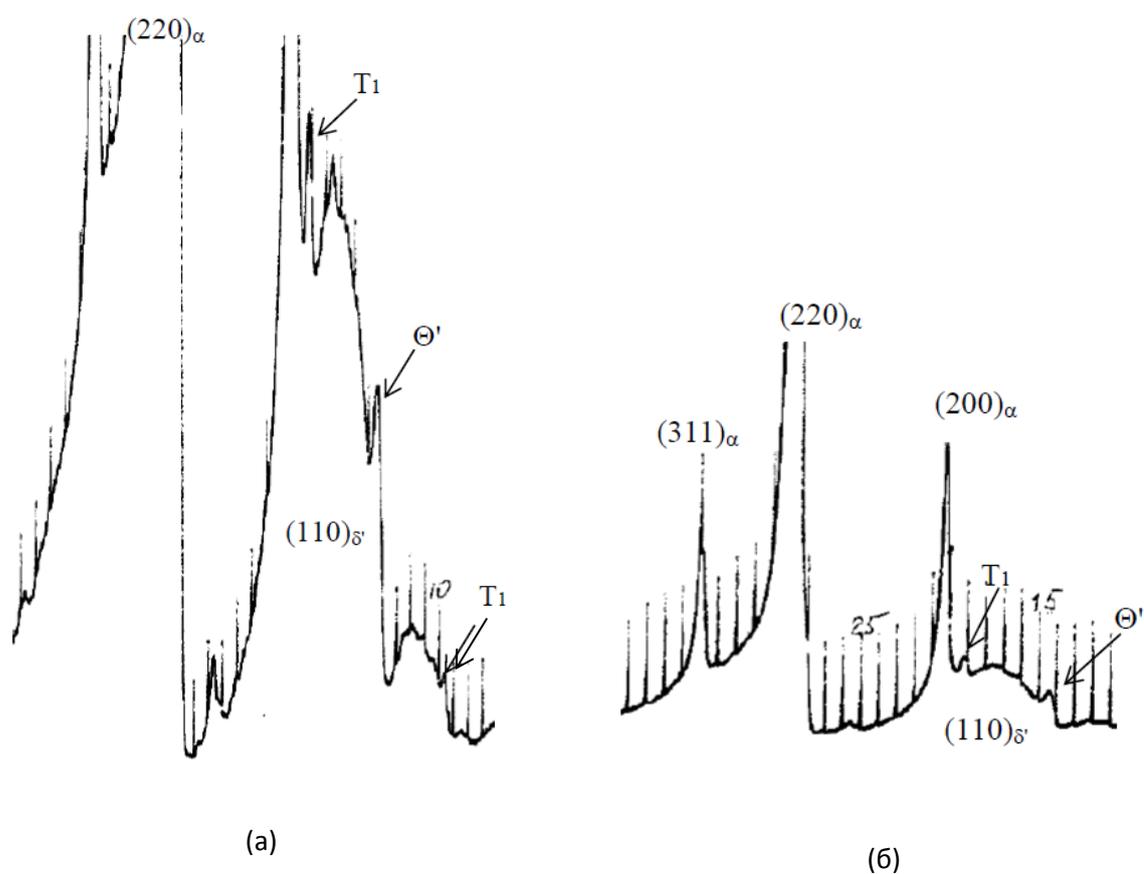


Рис.4.10. Участки дифрактограмм ( $MoK_\alpha$ -изл.) плиты из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при  $540^\circ\text{C}$ , 1 час, растяжки на 2-3% и старения при  $120^\circ\text{C}$ , 20 час. +  $140^\circ\text{C}$ , 24 час. +  $150^\circ\text{C}$ , 24 час: НН, 0,4Т (т.о. на ВИАМе)

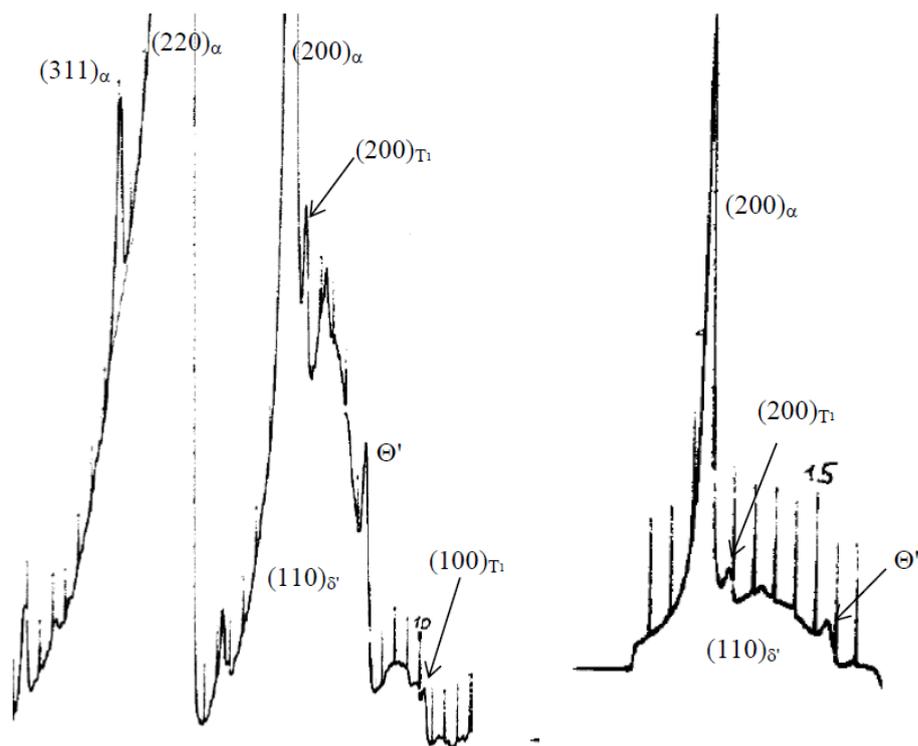


Рис.4.11. Участки дифрактограмм ( $\text{MoK}\alpha$ -изл.) плиты из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при  $540^\circ\text{C}$ , 1 час, растяжки на 2-3% и старения при  $120^\circ\text{C}$ , 20 час. +  $140^\circ\text{C}$ , 24 час. +  $150^\circ\text{C}$ , 24 час: НН, 0,5Т (т.о. на КУМЗе).

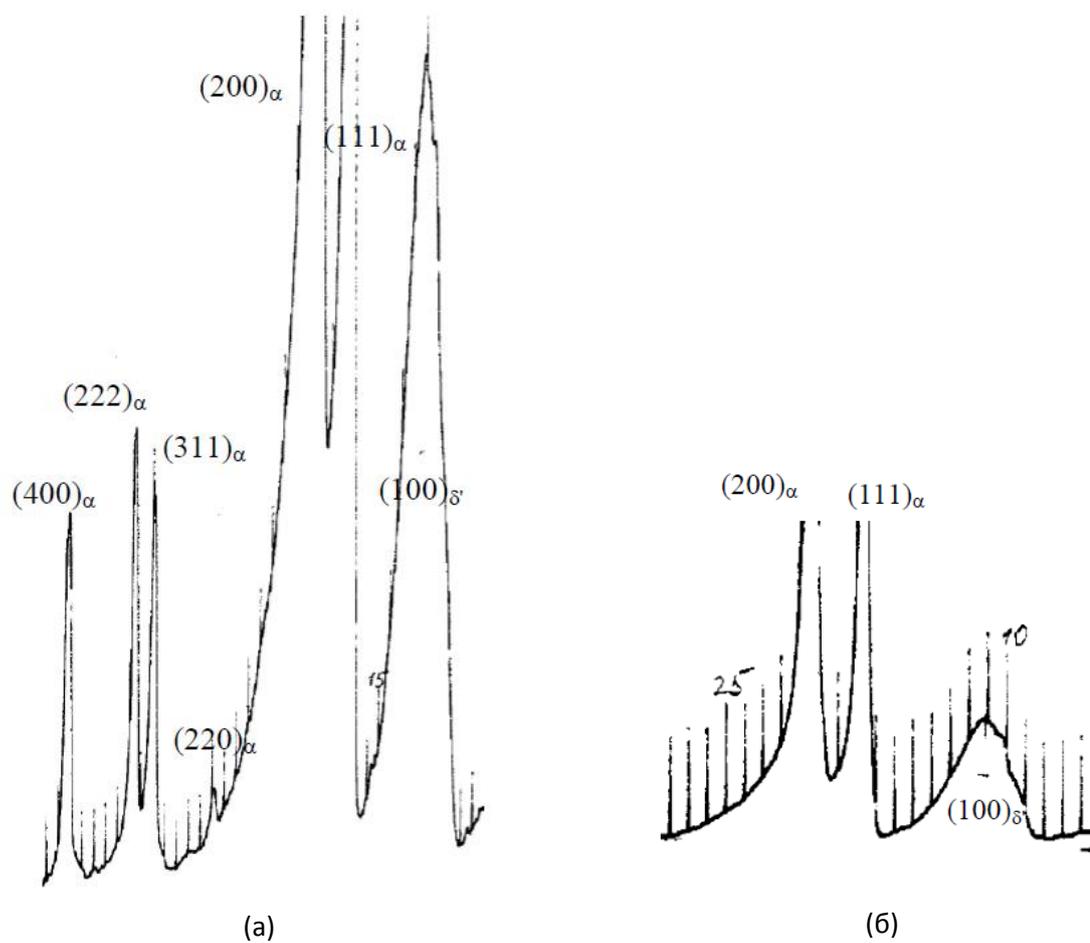


Рис.4.12. Участки дифрактограмм ( $\text{MoK}_\alpha$ -изл.) плиты из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при  $540^\circ\text{C}$ , 1 час, растяжки на 2-3% и старения при  $120^\circ\text{C}$ , 20 час. +  $140^\circ\text{C}$ , 24 час. +  $150^\circ\text{C}$ , 24 час: НН, 0,2Т (т.о. на КУМЗе).

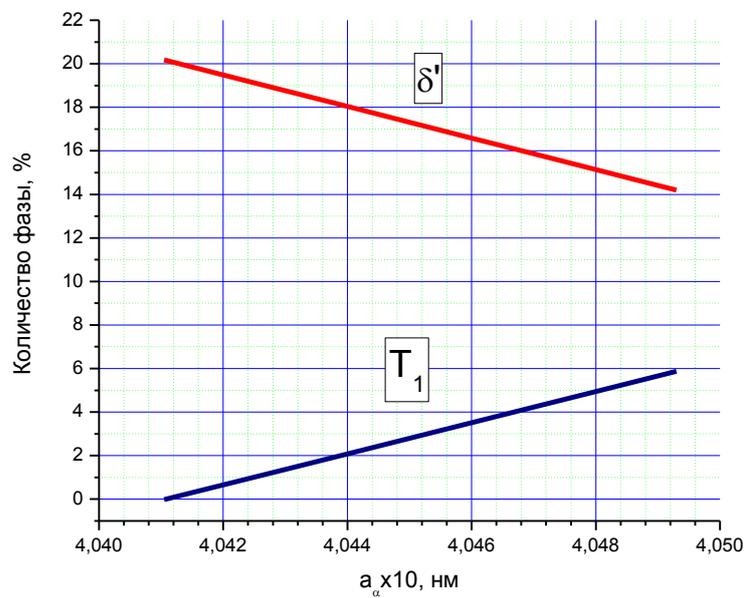


Рис.4.13. Соотношение между количеством  $T_1$  и  $\delta'$  фаз для сплава 1461 (Al-1,6Li-3,1Cu)

В настоящее время считается, что главной упрочняющей фазой в сплавах Al-Cu-Li является  $T_1$ -фаза. Тем не менее, существующие экспериментальные факты допускают другую интерпретацию, в которой основной упрочняющий эффект при искусственном старении оказывается  $\delta'$ -фаза [20, 113, 114]. В работе [20] исследовали влияние степени остаточной деформации при правке растяжением сплава Al-Cu-Li-X на прочность и количество выделившихся в результате старения при 150<sup>0</sup>C, 24 час.  $\delta'$ ,  $T_1$  и  $\theta'$  –фаз. Прочность сплава увеличивается по мере увеличения степени деформации, при этом количество  $\delta'$  и  $\theta'$ -фаз уменьшается, а  $T_1$ -фазы увеличивается.

Этот результат трактуется как доминирующая роль тройной  $T_1$ -фазы, в качестве упрочняющей фазы при искусственном старении, хотя ее количество - по данным авторов работы [20] более, чем в три раза ниже, чем  $\delta'$ -фазы. По нашим данным эта разница еще больше, о чем можно судить по относительным интенсивностям сверхструктурного рефлекса (110)  $\delta'$ -фазы и рефлексов (100) и (200)  $T_1$ -фазы (рис.4.9 и 4.10). Видно, что  $\delta'$ -фаза доминирует. В медианном сечении плита характеризуется сильной однокомпонентной текстурой  $\{011\}\langle 211\rangle$  как твердого раствора, так и  $\delta'$ -фазы, чем объясняется высокая интенсивность ее сверхструктурного рефлекса (110). Однако текстура  $\{011\}\langle 211\rangle$  твердого раствора также увеличивает интенсивности обоих порядков отражения от плоскости (100)  $T_1$ -фазы, поскольку в соответствии с ориентационными соотношениями (ОС) для  $T_1$ -фазы:  $(001)_{T_1} // (111)_{Al}$ ,  $[100]_{T_1} // [110]_{Al}$  плоскость (110) твердого раствора должна быть параллельна плоскости (100) гексагональной фазы (в гексагональной решетке для направлений в плоскости базиса плоскость нормальна одноименному направлению, а для кубической решетки это выполняется для всех плоскостей и направлений). О выполнении указанных ОС для  $T_1$ -фазы свидетельствует тот факт, что для тех сечений плиты, в которых компонент текстуры  $\{011\}\langle 211\rangle$  отсутствует, нет даже следов рефлексов  $T_1$ -фазы, фиг.6б.

Таким образом, критический анализ экспериментальных исследований в этой области дает основания считать, что роль  $T_1$ -фазы как основного упрочнителя Al-Cu-Li сплавов преувеличена, в особенности для сплавов, содержащих >1,5% Li. При этом основной вклад в упрочнение должна вносить  $\delta'$ -фаза, доля которой максимальна в этих сплавах. Для  $\delta'$ -фазы эффект упрочнения от увеличения межфазной поверхности и напряжений от когерентной границы пренебрежимо мал из-за низкой энергии границы (0,01-0,02 Дж/м<sup>2</sup>), а деформация несоответствия решеток меньше 10<sup>-3</sup>, поэтому основной вклад в упрочнение  $\delta'$ -фазы дает упорядочение [24, 112]. В [24] дано соотношение для величины упрочнения за счет когерентных упорядоченных частиц ( $\Delta\tau$ ) в следующем виде:

$$\Delta\tau = \frac{\gamma_{\text{АФГ}}}{2b} \left[ \left( \frac{3\pi^2 \gamma_{\text{АФГ}} f_{\delta'} d_{\delta'}}{64T} \right)^{1/2} - f_{\delta'} \right] \quad (4.1)$$

В [112] дано еще одно несколько отличающееся соотношение:

$$\Delta\tau = \frac{\gamma_{\text{АФГ}}}{2b} \left( \frac{3\pi^2 \gamma_{\text{АФГ}} f_{\delta'} d_{\delta'}}{64T} \right)^{1/2} \quad (4.2)$$

где:  $\gamma_{\text{АФГ}}$  - энергия образования антифазной границы (АФГ) для плоскости скольжения (111);  $d_{\delta'}$  – средний диаметр частиц  $\delta'$ -фазы,  $f_{\delta'}$  - объемная фракция частиц  $\delta'$ -фазы;  $T$  - линейное натяжение дислокации.

В обоих случаях эффект упрочнения повышается с увеличением размера частиц  $\delta'$ -фазы до тех пор пока их размер не достигнет критического значения, при котором меняется механизм упрочнения (~40 нм). Исходя из этого можно предположить, что преувеличенная роль  $T_1$ -фазы в упрочнении сплавов Al-Cu-Li при старении связана с тем, что температурный диапазон выделения частиц  $T_1$ -фазы совпадает с диапазоном максимальной скорости роста частиц  $\delta'$ -фазы, которая и дает основной упрочняющий эффект, при этом безусловно свою долю в это вносят медьсодержащие  $T_1$ - и  $\theta'$ -фазы.

Для того, чтобы оценить этот эффект количественно мы воспроизвели все провели все стадии термообработки и провели рентгеновскую съемку образцов после каждой стадии, начиная от закалки и растяжки, а также после каждой из трех стадий старения. На рис.4.14 показаны результаты рентгеноструктурного анализа, которые однозначно свидетельствуют о росте размера частиц  $\delta'$ -фазы по мере протекания старения. Это четко показывает уменьшение ширины сверхструктурной линии (110)  $\delta'$ -фазы на рис.4.14. Расчеты по формуле Селякова\_Шерера (2.1) показали, что размер частиц  $\delta'$ -фазы увеличиваются от 7 до 19 нм в результате трехступенчатого старения. Подставив в (4.2) эти значения диаметров частиц получили зависимости дисперсионного упрочнения от количества  $\delta'$ -фазы, рис.4.15. Поскольку количество  $\delta'$ -фазы в сплаве 1461 может варьироваться от 14 до 20% (рис.4.13), поэтому эффект дисперсионного упрочнения в результате дисперсионного упрочнения может варьироваться от 80 до 100 МПа. По данным ФГУП ВИАМ (разработчика сплава) эффект упрочнения от старения по 3-х ступенчатому режиму составляет ~140 МПа. Таким образом, этот эффект в значительной степени обусловлен увеличением размера частиц  $\delta'$ -фазы, который имеет место даже при неизменной фракции  $\delta'$ - фазы. Исходя из

этого можно предположить, что преувеличенная роль  $T_1$ -фазы в упрочнении сплавов Al-Cu-Li при старении связана с тем, что температурный диапазон выделения частиц  $T_1$ -фазы совпадает с диапазоном максимальной скорости роста частиц  $\delta'$ -фазы, которая и дает основной упрочняющий эффект, при этом безусловно свою долю в это вносят медьсодержащие  $T_1$ - и  $\theta'$ -фазы.

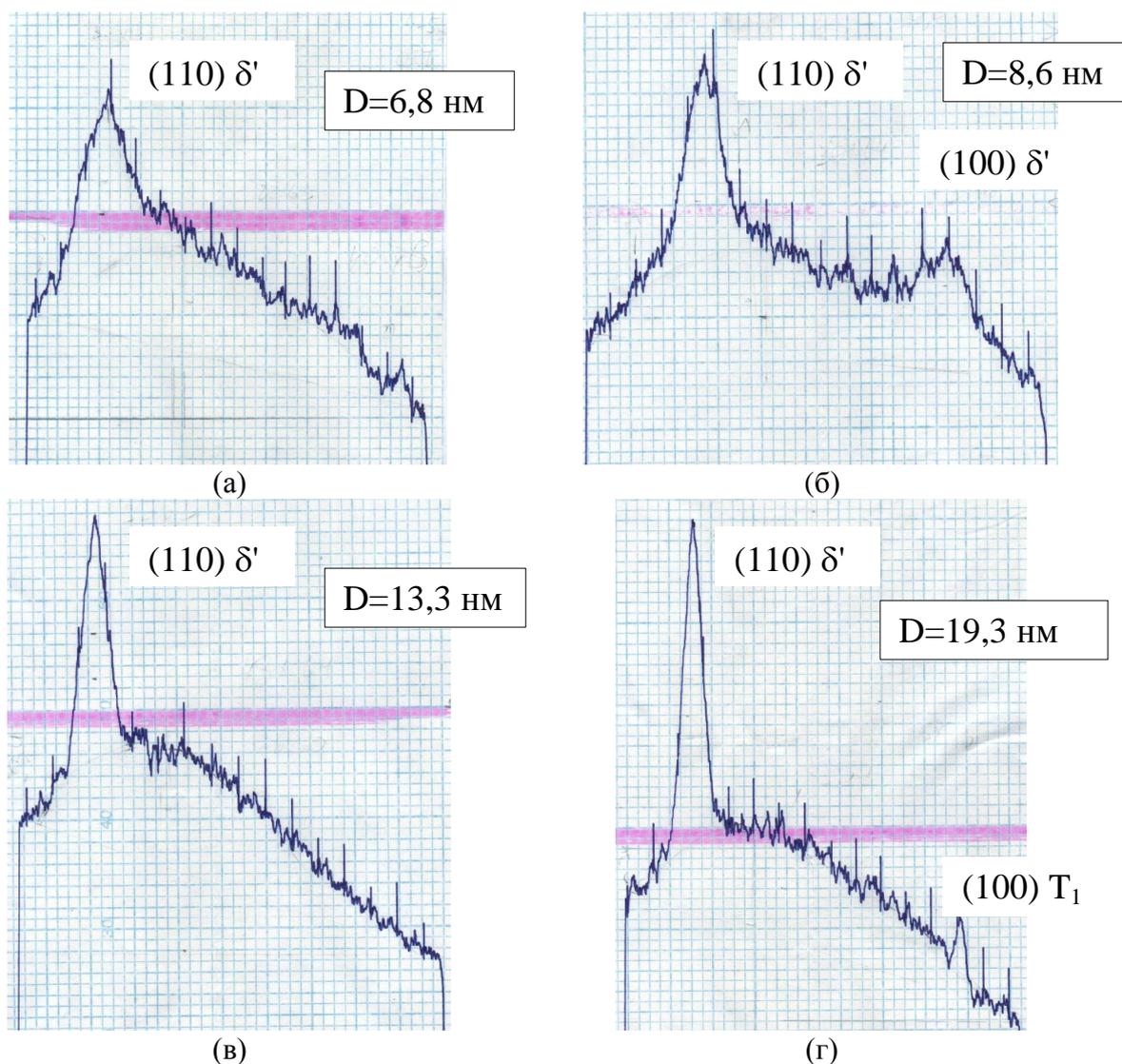


Рис.4.14. Влияние термической обработки на уширение сверхструктурного рефлекса (110)  $\delta'$ -фазы и вычисленные из этих данных по уравнению Селякова-Шеррера размеры частиц  $\delta'$ -фазы ( $D$ ): (а) зак. $540^{\circ}\text{C}$ , 1 час. + растяжка 2-3%; (б) + стар. $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час.; (в) + стар. $140^{\circ}\text{C}$ , 24 час.; (г) + стар. $150^{\circ}\text{C}$ , 24 час.

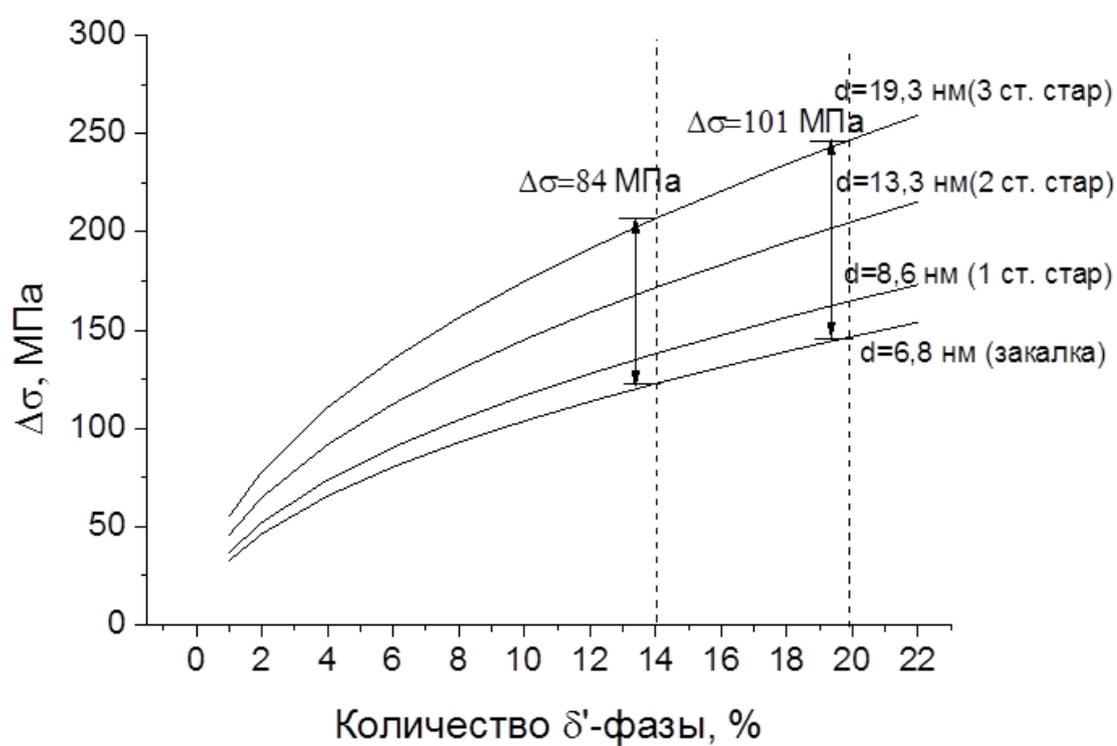


Рис.4.15. Зависимость упрочнения сплава Al-Li от количества  $\delta'$ -фазы для различных значениях диаметра частиц этой фазы (рис.4.12), рассчитанных по уравнению 4.5.

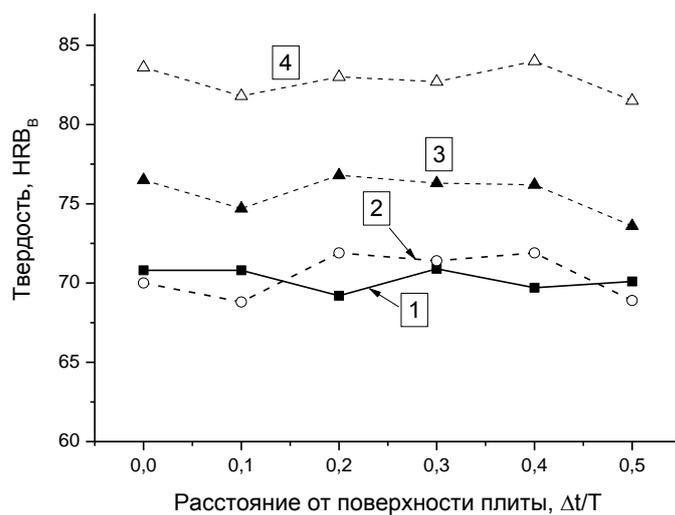
**Выводы по 4-ой главе**

1. Исследования текстуры показали, что в среднем слое плиты толщиной 0,3-0,35Т наблюдается одинаковая для матрицы и  $\delta'$ -фазы интенсивная однокомпонентная текстура с расположением плоскости  $\{011\}$  параллельно плоскости плиты с доминированием текстуры «латуни»  $\{110\}\langle 112\rangle$ .
2. Показано, что старение при 120 и 140<sup>0</sup>С сопровождается выделением  $\theta'$  –фазы, количество которой после старения при 140<sup>0</sup>С существенно выше, а при 150<sup>0</sup>С выделением из твердого раствора медьсодержащих  $T_1$  и  $\theta'$  –фаз. Дельта-штрих фаза присутствует в сплаве на всех стадиях термообработки, включая закалку, в значительных количествах, что затрудняет оценку ее вклада в упрочняющий эффект старения.
3. С помощью измерения ширины сверхструктурной линии (110)  $\delta'$ -фазы по формуле Селякова\_Шерера рассчитаны размеры частиц  $\delta'$ -фазы и впервые экспериментально показано, что в результате трехступенчатого старения, происходит увеличение размера этих частиц от 7 до 19 нм.
4. Расчетным методом с использованием модели дисперсионного упрочнения за счет выделения упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ - фазы показано, что обнаруженное увеличение размера частиц соответствует повышению прочности на 80-100 МПа, что близко к значениям упрочнения сплава В-1461 при старении.

## Глава 5. Анализ закономерностей влияния фазовых превращений и текстуры на формирование механических свойств в Al-Cu-Li сплавах

В главе приведены результаты механических испытаний и расчетов текстурных факторов анизотропии прочности текстурированных плит из сплава В-1461, на основании которых рассмотрены закономерности поведения сплавов системы Al-Cu-Li при деформации и фазовых превращениях.

### 5.1. Исследование механических свойств в плитах сплава В-1461.



(а)

Рис. 5.1. Распределение значений твердости по сечению 80 мм плиты из сплава В-1461 после закалки 540<sup>0</sup>С, 1 час. и правки растяжением на 2-3% (1) и старения: 120<sup>0</sup>С, 20 час.(2); 120<sup>0</sup>С, 20 час +140<sup>0</sup>С, 24 час. (3); 120<sup>0</sup>С, 20 час +140<sup>0</sup>С, 24 час. +150<sup>0</sup>С, 24 час. (4).

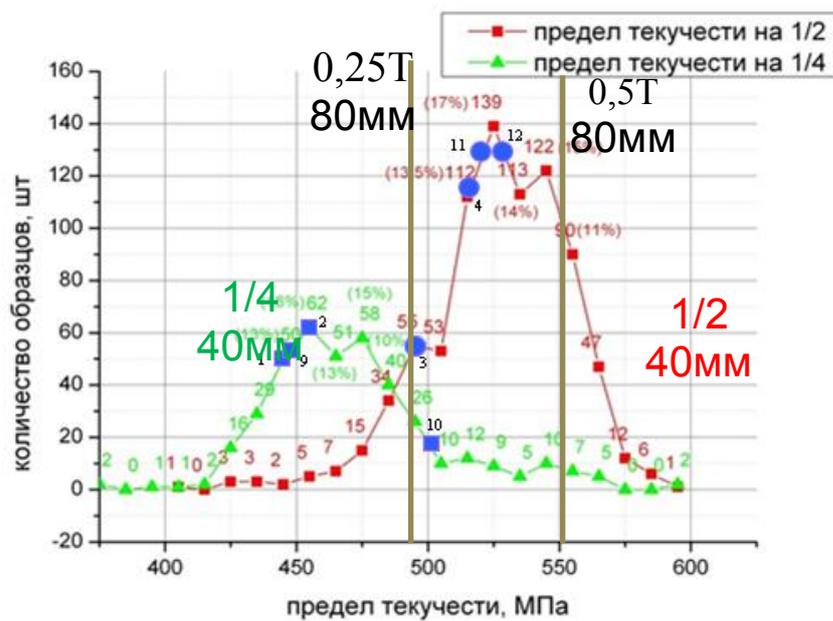


Рис.5.2. Предел текучести образцов из плит 40 и 80 мм, вырезанных из сечений плиты 0,25Т и 0,5Т.

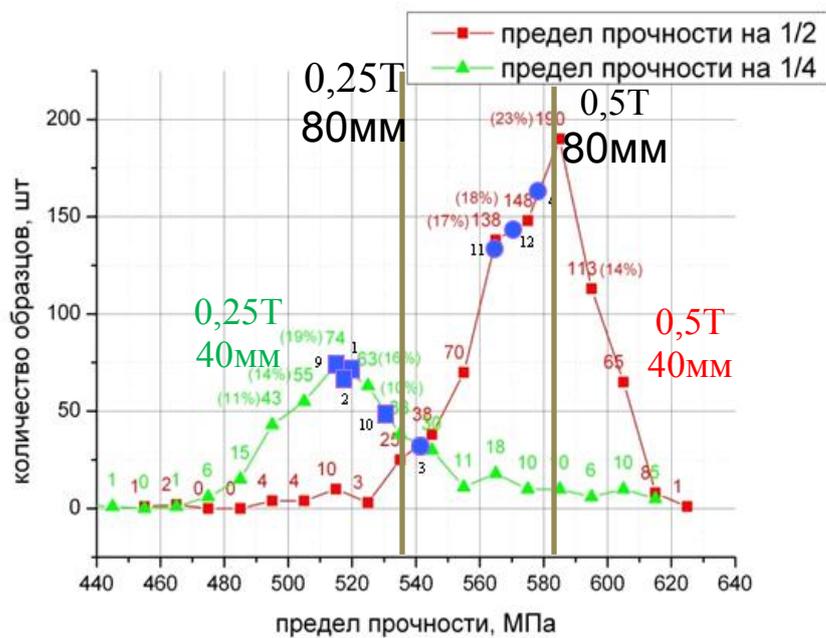


Рис.5.3. Предел прочности образцов из плит 40 и 80 мм, вырезанных из сечений плиты 0,25Т и 0,5Т.

Если сравнить эти результаты то можно отметить, что в отличие от показателей прочности при растяжении измерения твердости не показали существенных различий по сечению плиты (рис.5.1) для одной и той же обработки. Это свидетельствует о том, что причина неоднородности свойств по сечению обусловлены не различиями процессов упрочнения при распаде твердого раствора, которые можно было бы ожидать для толстых листов, а исключительно текстурным фактором, который нивелируется в случае вдавливания индентора по сравнению с осевыми испытаниями. Тем не менее, пусть и в меньшей степени текстурный фактор проявляется и при измерении твердости. Так, для всех трех режимов старения характер вариаций значений твердости по сечению плиты (рис.5.1) практически идентичен – во всех случаях твердость в центральной части плиты самая низкая, при этом показатели прочности на растяжение в этой части плиты - наибольшие. Это можно объяснить только текстурным фактором. Вдавливание индентора при измерении твердости производят в направлении, нормальном листу, т.е. перпендикулярно самому прочному направлению при испытании на растяжение. Поэтому в этой зоне прочность в нормальном листу направлении должна быть минимальной в том случае, если причина неоднородности свойств обусловлена текстурой. Если бы эта разница была вызвана структурно-фазовыми различиями, которые изотропны по своей природе, тогда в любом месте плиты прочность не зависела от направления испытания. В этой связи следует обратить внимание на то, что в закаленном образце характер вариаций твердости отличается от вариаций твердости состаренных образцов, при том, что текстура твердого раствора и  $\delta'$ -фазы при старении не меняется. Это свидетельствует о том, что текстурный вклад в упрочнение при старении является комплексным и помимо ориентационного фактора определяется также и другими характеристиками фаз.

## **5.2. Влияние текстуры и фазового состава на анизотропию свойств Al-Li сплавов**

### *5.2.1 Упругие свойства.*

При использовании Al-Li сплавов в качестве компонентов слоистых алюмопластиков (СИАЛов) помимо существенного выигрыша в весовых характеристиках важную роль играет тот факт, что величина модулей Юнга сплавов с литием существенно выше, чем у остальных алюминиевых сплавов. В работе [110] показано, что повышение модуля Юнга СИАЛов за счет металлического компонента значительно эффективнее, чем повышение модуля Юнга препрега. Существует два способа увеличения модуля упругости металлического сплава. Первый способ связан с

анизотропией модуля Юнга и возможностью использовать благоприятную текстуру листа для повышения модуля Юнга в его плоскости. Вторым способом повышения упругих модулей является формирование в сплаве частиц интерметаллидных фаз, которые как правило обладают более высокими упругими свойствами по сравнению с матрицей. В работе [111] показано, что для сплава 8090 (Al-2,4Li-1,14Cu-0,67Mg) наибольший модуль Юнга (82,6 ГПа) показал образец с высокой долей  $\delta'$ -фазы.

Величину упругих модулей для кристаллов с кубической решеткой рассчитывают по следующей формуле:

$$1/E_{hkl} = S_{11} - 2J \cdot \Gamma \quad (5.1)$$

где:  $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44}$  ( $J > 0$  - положительная анизотропия,  $J < 0$  - отрицательная анизотропия),  $\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$  - ориентационный фактор.

Расчеты по этой формуле дают для различных типов характерных для алюминия идеальных текстур прокатки диапазон вариаций модуля Юнга от 63,7 до 76,1 ГПа (табл.5.1). При этом естественно, что для реальных текстур вариации упругих модулей будут еще ниже с учетом наличия обязательного разброса текстуры.

Анизотропия модулей Юнга для различных компонентов текстуры Al листов

Текстура	НН		НП		ПН	
	[uvw]	E (ГПа)	[uvw]	E (ГПа)	[uvw]	E (ГПа)
{112}<11 $\bar{1}$ > “TCu”	112	72,6	11 $\bar{1}$	76,1	112	72,6
{011}<21 $\bar{1}$ > “ТВr”	011	72,6	21 $\bar{1}$	72,6	1 $\bar{1}$ 1	76,1
{001}<110> “TC”	001	63,7	110	72,6	$\bar{1}$ 10	72,6
{110}<001> (TG)	110	72,6	001	63,7	$\bar{1}$ 10	72,6

Величину модуля Юнга для текстурированного поликристалла находят суммированием произведений нормированной полюсной плотности на модуль Юнга для данной ориентации:

$$E_{\alpha}^{HH(HП,ПН)} = \sum_{\Delta} (P_{hkl}^{HH(HП,ПН)} / k) \times E_{\alpha}^{hkl} \quad (5.2)$$

Результаты расчетов (табл.5.2) показали, что рассчитанные для  $\alpha$ -твердого раствора значения модулей Юнга для различных направлений в листе обладают незначительной анизотропией и величина модуля Юнга существенно ниже, чем экспериментальные значения модулей Юнга для сплавов системы Al-Li (80-82 ГПа).

Таким образом, анизотропия упругих модулей для алюминия является недостаточно эффективным способом повышения упругих свойств – для направления с максимальным модулем (<111>) его величина составляет 76ГПа. Поэтому повышенные значения модулей Юнга, характерные для сплавов с литием можно объяснить только наличием значительного количества упорядоченной  $\delta'$ -фазы. Для того чтобы получить характерную для сплавов с литием величину модуля Юнга 80-82 ГПа достаточно иметь в сплаве ~20%  $\delta'$ -фазы с модулем Юнга 115-120 ГПа, что вполне реально.

Таблица 5.2 Расчет модулей Юнга для различных направлений листа 1461

hkl	P <sub>hkl</sub>			E <sub>hkl</sub>	E <sub>hkl</sub> x P <sub>hkl</sub>		
	НП	ПН	НН	ГПа	НП	ПН	НН
001	1,69	1,70	0,50	63,7	107,97	108,50	31,67
013	0,00	0,00	0,00	66,6	0,00	0,00	0,00
012	0,00	0,46	0,14	69,1	0,00	31,73	9,47
011	0,30	0,28	8,89	72,6	21,72	20,61	645,16
133	0,07	0,94	0,03	73,6	5,14	68,82	2,57
122	0,02	0,94	0,00	74,5	1,30	70,06	0,00
111	1,84	3,12	0,01	76,1	140,37	237,64	0,91
112	5,08	1,77	0,03	72,6	369,17	128,81	2,26
113	1,25	0,57	0,19	69	86,00	39,18	13,35
115	0,71	0,76	0,15	66	46,67	49,96	9,99
135	0,04	0,46	1,06	71,1	2,53	32,44	75,11
	11,00	11,00	11,00				
E <sub>ср.</sub>					70,99	71,61	71,86

### 5.2.2. Анизотропия прочностных свойств

В соответствии с законом Шмида, связывающим приложенное напряжение ( $\sigma$ ) и критическое приведенное напряжение сдвига ( $\tau_k$ ) ориентационный фактор упрочнения кристалла обратно пропорционален фактору Шмида ( $\Phi$ ) и прямо пропорционален фактору Закса ( $M$ ). Последний по этой причине удобнее использовать при анализе текстурных эффектов:

$$\sigma = \tau_k / (\cos \psi \cdot \cos \mu) = \tau_k / \Phi = \tau M \quad (5.3)$$

где:  $\psi$  - угол между направлением оси растяжения и направлением скольжения;  
 $\mu$  - угол между направлением оси растяжения и плоскостью скольжения

На рис. 5.4 приведен стандартный стереографический треугольник для кубической решетки, на котором даны значения факторов Закса для скольжения по основной системе скольжения ГЦК металлов  $\{111\}\langle 110\rangle$ . Видно, что для кубической решетки этот ориентационный фактор незначителен, его максимальная величина

составляет ~80% для монокристалльной ориентировки  $\langle 111 \rangle$  и не превышает 20% для всех ориентировок кубического кристалла кроме ориентировок, составляющих с  $\langle 111 \rangle$  углы менее  $20^\circ$  (рис. 5.4). С учетом того, что даже для поликристаллов с соответствующей однокомпонентной острой текстурой эффект ориентационного упрочнения в разы меньше, чем для монокристалла можно считать, что вклад текстурного упрочнения незначителен. Особенно это относится к ГЦК сплавам, для которых характерны многокомпонентные текстуры прокатки, не включающие ориентировку  $\langle 111 \rangle$ . Этим объясняется незначительная анизотропия алюминиевых сплавов кроме сплавов в литием.

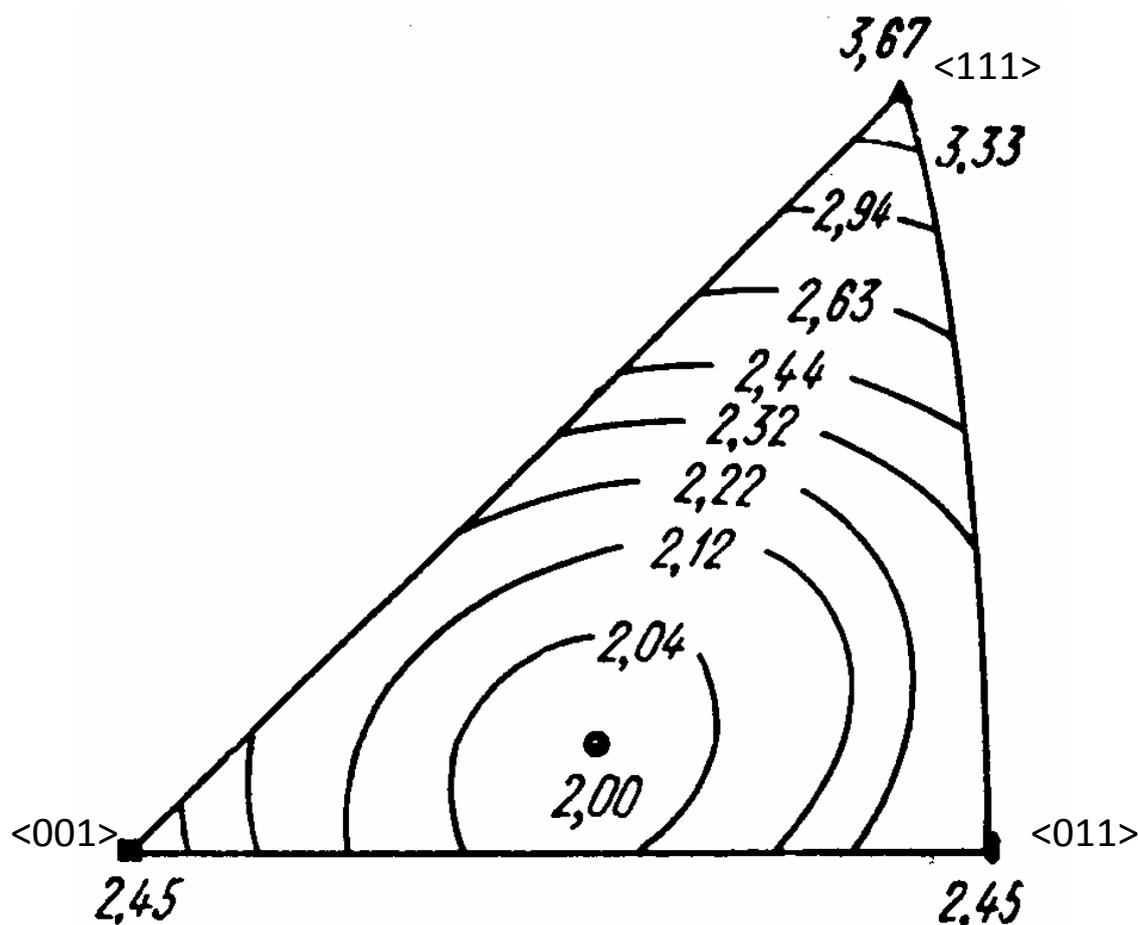


Рис. 5.4. Значения ориентационных факторов Закса для кубического кристалла

Большое количество интерметаллидных фаз, прежде всего  $\delta'$ -фазы в сплавах с литием ответственно за необычный характер анизотропии прочностных свойств текстурированных листов из этих сплавов [70, 73-75], которая значительно превышает анизотропию свойств других алюминиевых сплавов, в то время как текстуры в них

практически аналогичны. Эта анизотропия вероятно связана с выделением при прокатке текстурированной  $\delta'$ -фазы. Чтобы объяснить этот эффект необходимо проанализировать влияние на анизотропию прочностных свойств сплавов с литием упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ -фазы. Эта фаза характеризуется текстурой, которая аналогична текстуре твердого раствора [75], но, при этом  $\delta'$ -фаза имеет специфический механизм деформации, обусловленный наличием дальнего порядка.

Характер ориентационной зависимости напряжений сдвига для упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ -фазы радикально отличается от такой зависимости для твердого раствора. Например, для твердого раствора максимальная прочность соответствует направлению  $\langle 111 \rangle$ , а минимальная - направлению  $\langle 100 \rangle$ . В отличие от этого для  $L1_2$  - упорядоченных структур максимальная прочность соответствует направлению  $\langle 100 \rangle$ , также как и для монокристаллов никелевых суперсплавов, поскольку для этого направления фактор Шмида для скольжения по системе  $\{001\}\langle 110 \rangle$  равен нулю. Для упорядоченных по типу  $L1_2$  структур скольжение по плоскостям куба может быть предпочтительнее скольжения в плотноупакованных плоскостях при высоких значениях энергии образования дефекта упаковки (ЭДУ).

### 5.2.3. Расчет анизотропии прочностных свойств на основании текстурных данных и количественного фазового анализа

В работе [75] предложена простая расчетная процедура для оценки анизотропии пределов текучести сплавов системы Al-Li, содержащих наряду с ГЦК твердым раствором упорядоченную фазу с  $L1_2$  решеткой. Предложено оценивать анизотропию пределов текучести в направлениях листового полуфабриката (НП, ПН и  $45^\circ$  к НП) отношением факторов Закса (M), рассчитанным на основании текстурных данных. При этом, расчетные соотношения учитывали различие в значениях критических приведенных напряжений сдвига для  $\delta'$ - и  $\alpha$ -фазы. В нашем случае эта процедура заключается в вычислении средних значений факторов Закса для  $\delta'$ - и  $\alpha$ -фазы в допущении, что их текстура аналогична и представлена в виде количественных ОПФ (табл.4.3-4.6) с помощью соотношения:

$$\overline{M}_{\alpha(\delta)}^{HH(NP,PN)} = 1 / \overline{\Phi}_{\alpha(\delta)}^{HH(NP,PN)} \quad \overline{\Phi}_{\alpha(\delta)}^{HH(NP,PN)} = \sum_{\Delta} (P_{hkl}^{HH(NP,PN)} / k) \times \Phi_{hkl}^{HH(NP,PN)} \quad (5.4)$$

Используемые для расчетов значения факторов Шмида для рефлексов (hkl) для характерных для  $\alpha$ -твердого раствора и  $\delta'$ -фазы приведены в табл.5.3.

Табл.5.3 Факторы Шмида для (hkl) рефлексов на ОПФ для скольжения по системам {111}<110> и {001}<110>

(hkl)	{111}<110>	{001}<110>
001	0,41	0
013	0,49	0,212
012	0,49	0,283
011	0,41	0,354
133	0,43	0,447
122	0,41	0,471
111	0,27	0,471
112	0,41	0,471
113	0,45	0,386
115	0,45	0,262
135	0,49	0,354
123	0,47	0,455

Фактор Закса сплава определяется с помощью соотношения:

$$\overline{M}_{\text{сплава}}^{\text{НН(НП,ПН)}} = \beta \overline{M}_{\delta}^{\text{НН(НП,ПН)}} W_{\delta'} + (1 - W_{\delta'}) \overline{M}_{\alpha}^{\text{НН(НП,ПН)}}$$

Где:  $\beta = \tau_{\delta'}^{\{001\}\langle 110 \rangle} / \tau_{\alpha}^{\{111\}\langle 110 \rangle}$  - отношение приведенных напряжений сдвига для скольжения по системе {001}<110>  $\delta'$ -фазы и скольжения по системе {111}<110>  $\alpha$ -фазы;  $\overline{M}_{\delta'}^{\text{НП, 45, ПН}} = [\Sigma(\alpha^{-1} \Phi_{\delta'}^{\{111\}\langle 110 \rangle} P_{\alpha})_{\text{hkl}} + \Sigma(\Phi_{\delta'}^{\{001\}\langle 110 \rangle} P_{\alpha})_{\text{hkl}}]^{-1}$ ;  $\overline{M}_{\alpha}^{\text{НП, 45, ПН}} = [\Sigma(\Phi_{\alpha}^{\{111\}\langle 110 \rangle} P_{\alpha})_{\text{hkl}}]^{-1}$ ;  $\alpha = \tau_{\delta'}^{\{111\}\langle 110 \rangle} / \tau_{\delta'}^{\{001\}\langle 110 \rangle}$  - отношение приведенных напряжений сдвига для скольжения по системам {111}<110> и {001}<110> для  $\delta'$ -фазы;  $W_{\delta'}$  – массовая доля  $\delta'$ -фазы.

После вычисления факторов Закса для всех четырех направлений рассчитывают параметры анизотропии:

$$\sigma_{0,2}^{\text{НП}} / \sigma_{0,2}^{45} = \overline{M}_{\text{сплава}}^{\text{НП}} / \overline{M}_{\text{сплава}}^{45}; \quad \sigma_{0,2}^{\text{ПН}} / \sigma_{0,2}^{45} = \overline{M}_{\text{сплава}}^{\text{ПН}} / \overline{M}_{\text{сплава}}^{45}; \quad \sigma_{0,2}^{\text{НН}} / \sigma_{0,2}^{\text{НП}} = \overline{M}_{\text{сплава}}^{\text{НН}} / \overline{M}_{\text{сплава}}^{\text{НП}}$$

В табл.5.4-5.7 приведены результаты расчетов значений факторов Закса для четырех направлений 80 мм плит для скольжения {111}<110> матричного твердого

раствора и в табл. 5.8-5.11 факторы Закса для тех же направлений, но для скольжения  $\{001\}\langle 110\rangle$ , характерного для упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ -фазы.

Табл. 5.4. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\alpha$ -твердом растворе по  $\{111\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление НН)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{HH} \times P_{hkl}^{HH}$				
	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	1,44	1,93	1,05	0,58	0,67
013	0,77	0,51	0,28	0,21	0,00
012	0,29	0,20	0,33	0,16	0,07
011	0,03	0,02	0,55	3,24	3,57
133	0,11	0,14	0,05	0,04	0,01
122	0,06	0,18	0,24	0,00	0,00
111	0,18	0,16	0,03	0,01	0,00
112	0,38	0,34	0,12	0,01	0,01
113	0,49	0,39	1,05	0,05	0,09
115	1,03	0,83	0,43	0,06	0,07
135	0,18	0,20	1,00	0,74	0,51
123	0,27	0,24	0,20	0,00	0,00
$\overline{M}^{HH}$	2,30	2,33	2,25	2,36	2,40

Табл. 5.5. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\alpha$ -твердом растворе по  $\{111\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление НП)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{НП} \times P_{hkl}^{НП}$				
	0,1Т	0,2Т	0,3Т	0,4Т	0,5Т
001	0,59	0,48	0,89	0,69	0,81
013	0,39	0,23	0,11	0,00	0,00
012	0,83	0,93	0,12	0,03	0,00
011	0,59	0,66	0,27	0,17	0,13
133	0,59	0,47	0,15	0,03	0,03
122	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
111	0,46	0,48	0,59	0,55	0,54
112	0,30	0,46	1,62	1,90	2,25
113	0,35	0,33	0,68	0,88	0,60
115	0,15	0,05	0,22	0,53	0,35
135	0,55	0,77	0,11	0,00	0,02
123	0,27	0,23	0,00	0,00	0,00
$\overline{M}^{НП}$	2,36	2,37	2,52	2,51	2,53

Табл. 5.6. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\alpha$ -твердом растворе по  $\{111\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление ПН)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{ПН} \times P_{hkl}^{ПН}$				
	0,1Т	0,2Т	0,3Т	0,4Т	0,5Т
001	0,38	0,49	0,49	1,00	0,93
013	0,49	0,49	0,36	0,00	0,00
012	0,53	0,49	0,54	0,31	0,24
011	0,71	0,70	1,20	0,25	0,12
133	0,72	0,38	0,84	0,49	0,43
122	0,17	0,14	0,00	0,52	0,37
111	0,59	0,69	0,65	0,71	0,91
112	0,39	0,26	0,25	0,57	0,78
113	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
115	0,37	0,33	0,00	0,33	0,38
135	0,40	0,60	0,37	0,27	0,24
123	0,20	0,34	0,14	0,32	0,24
$\overline{M}^{ПН}$	2,42	2,44	2,48	2,53	2,59

Табл. 5.7. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\alpha$ -твердом растворе по  $\{111\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты ( $45^0$ -направление)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{45} \times P_{hkl}^{45}$				
	0,1T	0,2T	0,3T	0,4T	0,5T
001	0,72	0,99	0,81	1,65	1,65
013	0,83	0,30	0,70	0,54	0,36
012	0,41	0,59	0,74	0,57	0,27
011	0,26	0,62	0,41	0,30	0,30
133	0,16	0,29	0,34	0,37	0,78
122	0,04	0,24	0,26	0,26	0,50
111	0,07	0,08	0,08	0,07	0,08
112	0,28	0,20	0,37	0,15	0,21
113	0,53	0,37	0,43	0,30	0,27
115	1,67	1,13	0,75	0,69	0,37
135	0,44	0,46	0,44	0,32	0,34
123	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
$\overline{M}^{45}$	2,22	2,28	2,26	2,29	2,34

Табл. 5.8. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\delta'$ -фазе по  $\{001\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление НН)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{HH} \times P_{hkl}^{HH}$				
	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
013	0,33	0,22	0,12	0,09	0,00
012	0,17	0,11	0,19	0,09	0,04
011	0,03	0,02	0,48	2,81	3,10
133	0,11	0,14	0,05	0,04	0,02
122	0,07	0,21	0,28	0,00	0,00
111	0,31	0,28	0,05	0,01	0,01
112	0,43	0,39	0,13	0,01	0,01
113	0,43	0,33	0,91	0,04	0,07
115	0,58	0,47	0,24	0,03	0,04
135	0,13	0,15	0,72	0,54	0,37
123	0,26	0,23	0,19	0,00	0,00
$\overline{M}^{HH}$	4,21	4,69	3,57	3,28	3,29

Табл. 5.9. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\delta'$ -фазе по  $\{001\}\langle 110 \rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление НП)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{НП} \times P_{hkl}^{НП}$				
	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
013	0,17	0,10	0,05	0,00	0,00
012	0,48	0,54	0,07	0,02	0,00
011	0,51	0,57	0,23	0,14	0,11
133	0,62	0,49	0,15	0,03	0,03
122	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
111	0,80	0,83	1,02	0,96	0,94
112	0,34	0,53	1,87	2,19	2,58
113	0,30	0,28	0,59	0,76	0,52
115	0,09	0,03	0,13	0,30	0,20
135	0,40	0,55	0,08	0,00	0,01
123	0,26	0,22	0,00	0,00	0,00
$\overline{M}^{НП}$	3,02	2,90	2,87	2,73	2,73

Табл. 5.10. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\delta'$ -фазе по  $\{001\}\langle 110 \rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты (направление ПН)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{ПН} \times P_{hkl}^{ПН}$				
	0,1Г	0,2Г	0,3Г	0,4Г	0,5Г
001	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
013	0,21	0,21	0,15	0,00	0,00
012	0,31	0,28	0,31	0,18	0,14
011	0,62	0,61	1,03	0,22	0,11
133	0,75	0,40	0,87	0,51	0,45
122	0,19	0,17	0,00	0,60	0,42
111	1,01	1,19	1,12	1,22	1,57
112	0,44	0,30	0,28	0,65	0,89
113	0,36	0,36	0,36	0,41	0,23
115	0,21	0,19	0,05	0,19	0,21
135	0,29	0,44	0,27	0,19	0,17
123	0,20	0,34	0,13	0,31	0,23
$\overline{M}^{ПН}$	2,61	2,68	2,63	2,68	2,71

Табл. 5.11. Расчет факторов Закса для скольжения в  $\delta'$ -фазе по  $\{001\}\langle 110\rangle$  для 5-и сечений 80 мм плиты ( $45^0$ -направление)

(hkl)	$\Phi_{hkl}^{45} \times P_{hkl}^{45}$				
	0,1T	0,2T	0,3T	0,4T	0,5T
001	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
013	0,33	0,22	0,12	0,09	0,00
012	0,17	0,11	0,19	0,09	0,04
011	0,03	0,02	0,48	2,81	3,10
133	0,11	0,14	0,05	0,04	0,02
122	0,07	0,21	0,28	0,00	0,00
111	0,31	0,28	0,05	0,01	0,01
112	0,43	0,39	0,13	0,01	0,01
113	0,43	0,33	0,91	0,04	0,07
115	0,58	0,47	0,24	0,03	0,04
135	0,13	0,15	0,72	0,54	0,37
123	0,26	0,23	0,19	0,00	0,00
$\overline{M}^{45}$	4,21	4,69	3,57	3,28	3,29

### 5.3. Оценка текстурного вклада в упрочнение сплава.

На рис. 5.5-5.7 приведены обратные полюсные фигуры для продольных образцов для сечений  $\frac{1}{4}$  и  $\frac{1}{2}$ . (для первых от головки, а для вторых для излома, который почти плоский, нормальный оси растяжения (параллельно плоскости плиты). Не найдено корреляций для однотипных образцов, показавших различные значения свойств, возможно вследствие не очень удачного выбора образцов для исследования – нам не удалось получить образцы, значительно отличающиеся показателями прочности. Обнаружены значительные различия в текстурах долевых образцов из разных зон плиты (рис.5.5 и 5.6). На рис.5.7в показан вид излома высотного образца, который всегда происходит в средней зоне плиты, которой соответствует однокомпонентная текстура  $\{011\}$ .

Для поиска корреляций прочностных свойств и текстуры рассчитаны усредненные по всем ориентациям (с учетом текстуры) факторы Шмида (рис.5.8) и их обратные значения - факторы Закса. Видно, что для долевых образцов имеет место корреляция между текстурой и прочностью – для  $\frac{1}{2}$  сечения выше прочность и фактор

Закса, однако прочность различается на 15%, а фактор Закса лишь на 6%. Для высотных образцов прочность существенно ниже, чем продольных даже в сечении  $\frac{1}{4}$ , а факторы Закса у них близки. Разницу в прочности помимо текстуры можно объяснить также наличием слоистой микроструктуры, которая способствует максимальному снижению прочности в высотном направлении, для которого поверхность раздела слоев нормальна растягивающей нагрузке, рис.5.9-5.11.

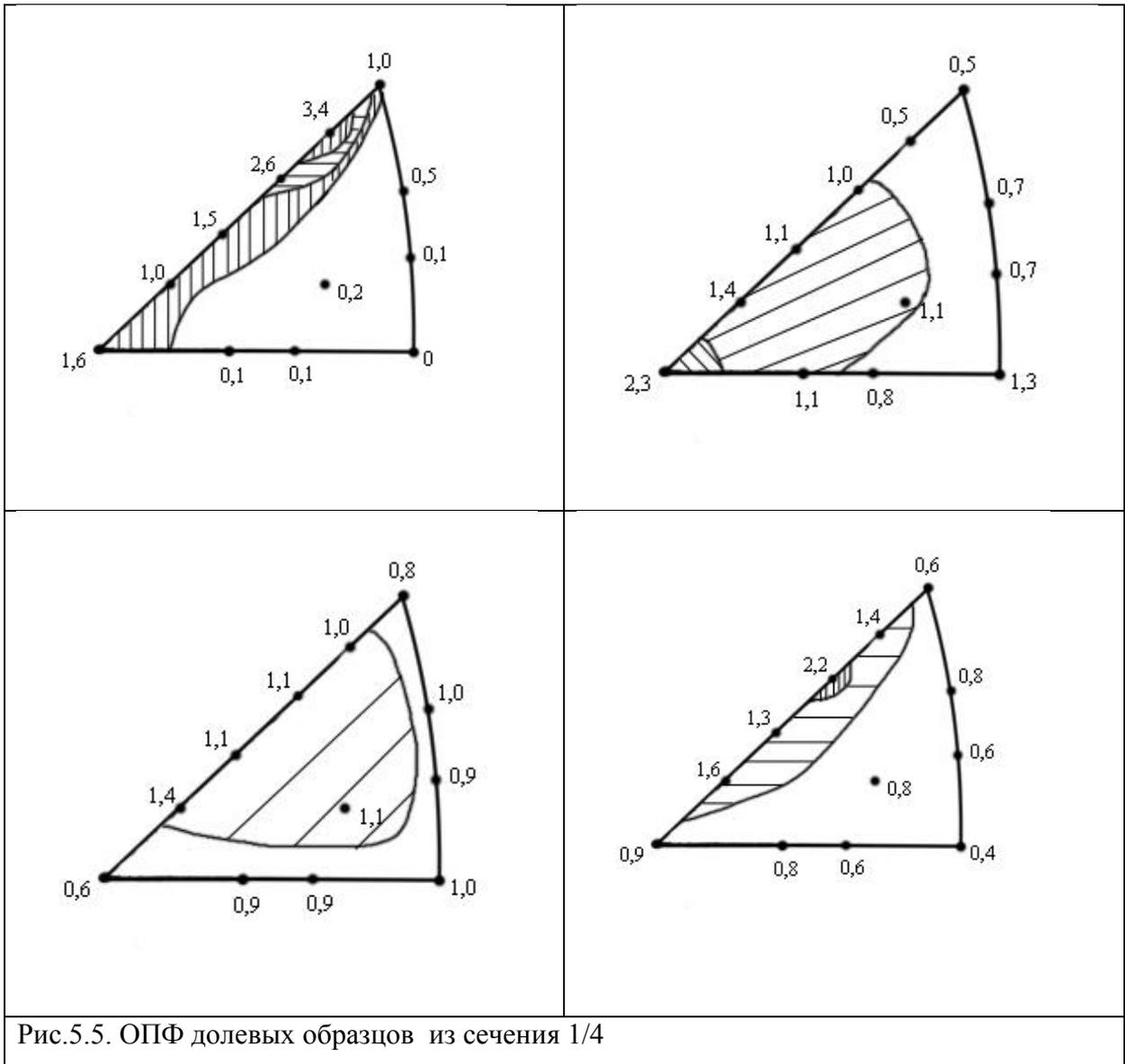


Рис.5.5. ОПФ долевых образцов из сечения  $\frac{1}{4}$

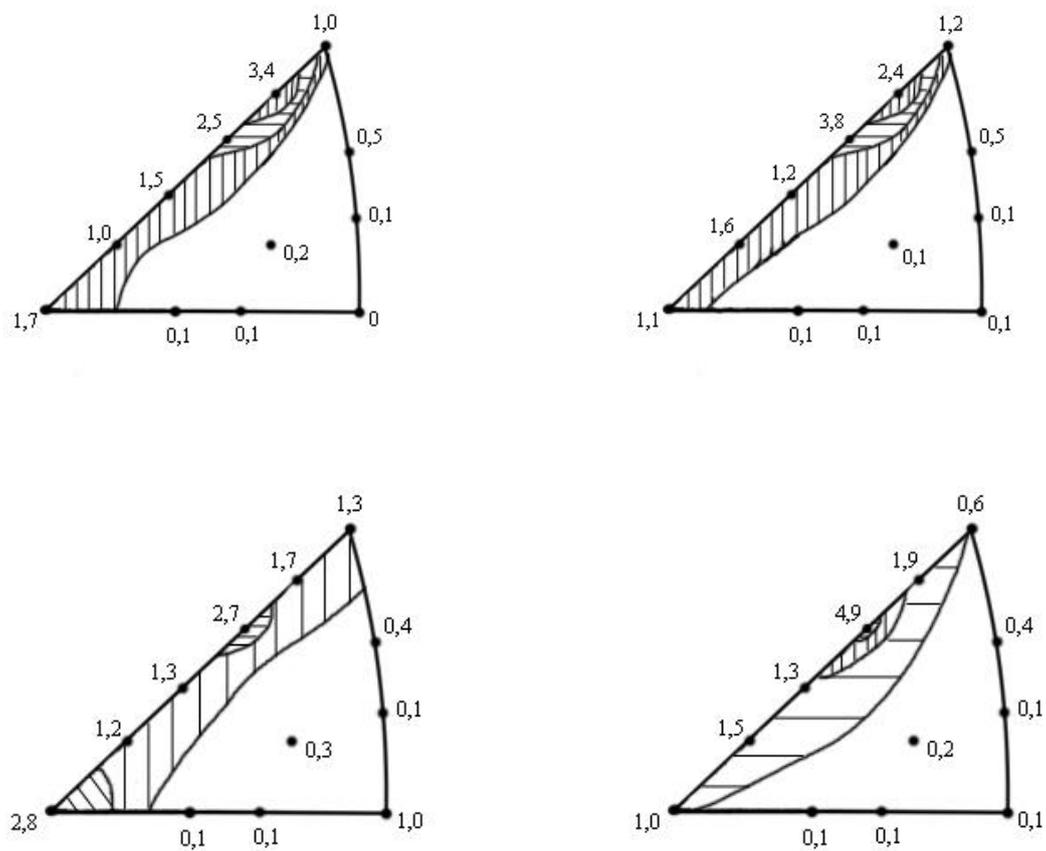


Рис.5.6. ОПФ долевых образцов из сечения 1/2

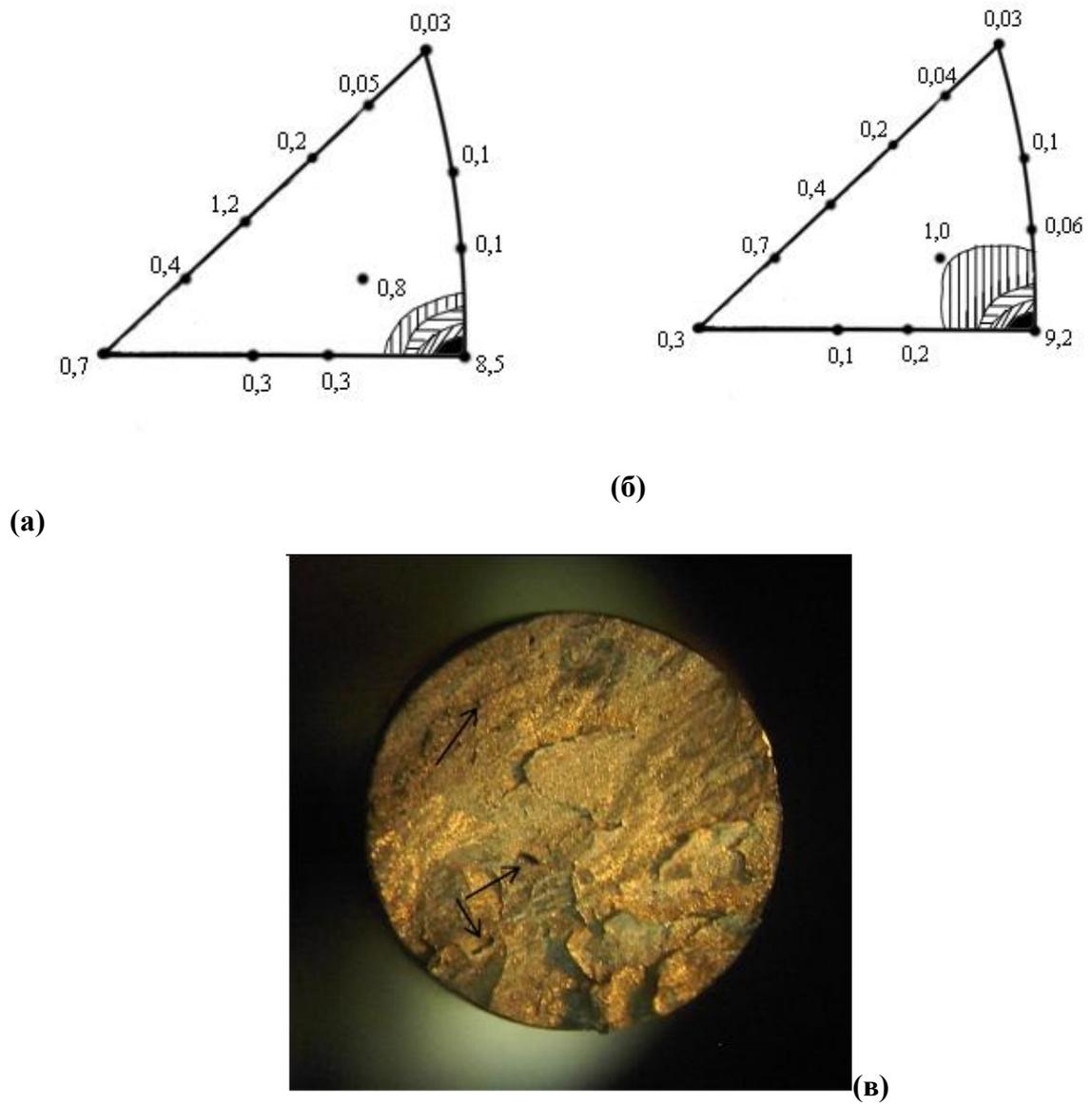


Рис.5.7. ОПФ высотных образцов (а, б) и вид их излома (в)

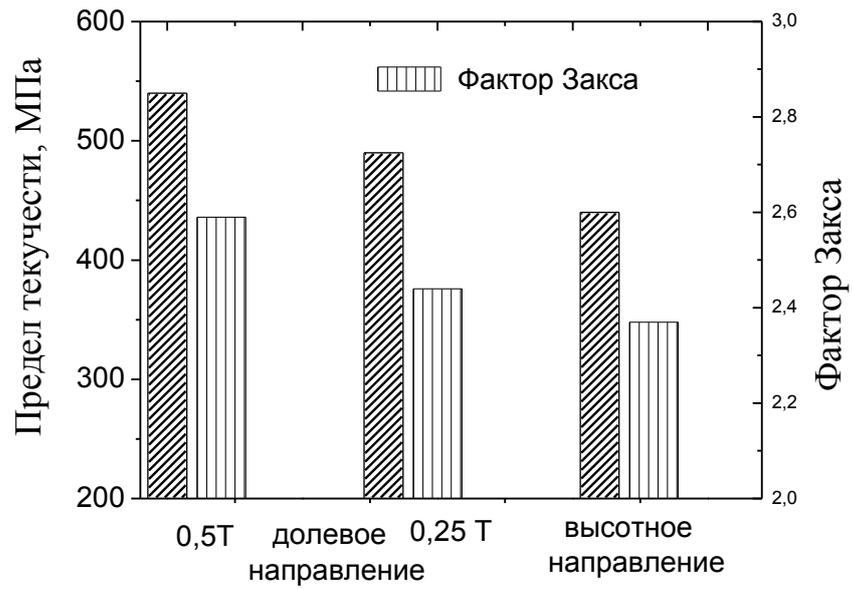
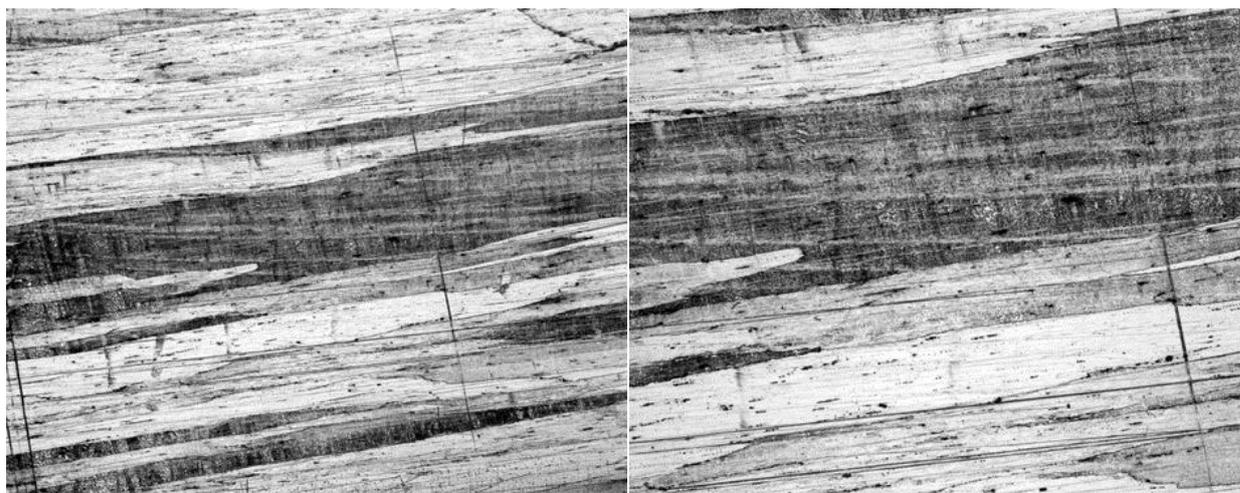


Рис.5.8. Значения предела текучести высотных и долевых образцов на расстоянии 0,25Т и 0,5 Т и рассчитанные из текстурных данных факторы Закса для соответствующих направлений



(a)

(б)



(в)

Рис.5.9. Микроструктуры плиты после закалки и растяжки и старения при  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час (режим 2): (а)  $\times 25$ ; (б)  $\times 50$ ; (в)  $\times 100$



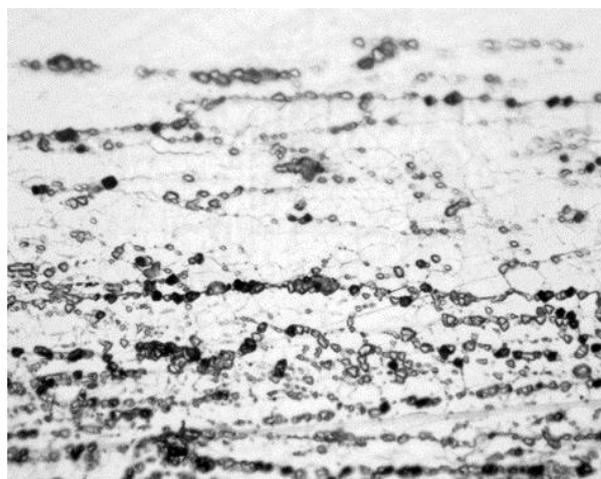
(a)



(б)

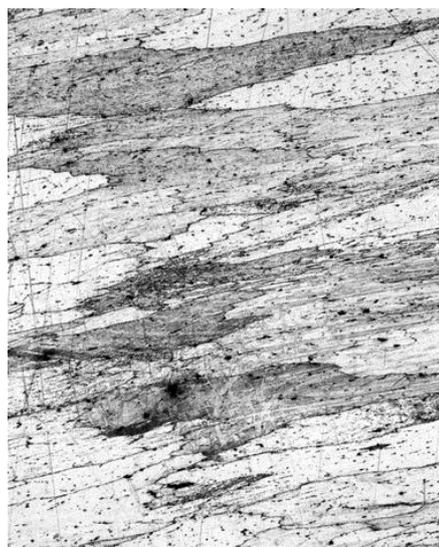


(в)



(г)

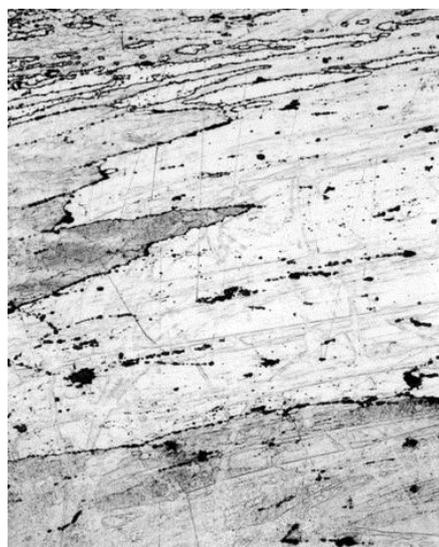
Рис.5.10. Микроструктуры плиты после закалки и растяжки и старения при  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час +  $140^{\circ}\text{C}$ , 24 час (режим 3): (а)  $\times 25$ ; (б)  $\times 50$ ; (в)  $\times 100$ ; (г)  $\times 280$



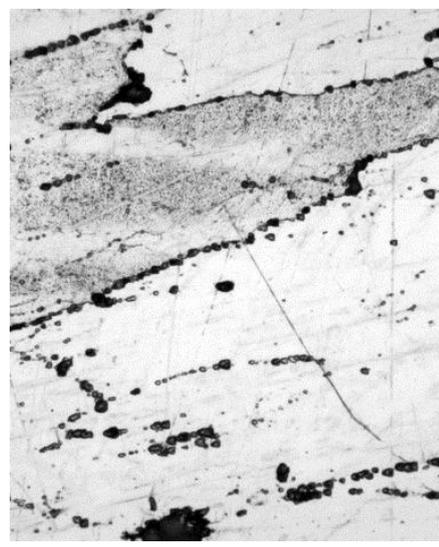
(a)



(б)



(в)



(г)

Рис.5.11. Микроструктуры плиты после закалки и растяжки и старения при  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час +  $140^{\circ}\text{C}$ , 24 час +  $150^{\circ}\text{C}$ , 24 час (режим 4): (а)  $\times 25$ ; (б)  $\times 50$ ; (в)  $\times 100$ ; (г)  $\times 280$

**Выводы по 5 –ой главе**

1. В результате исследования неоднородности механических свойств в различных зонах и направлениях плит толщиной 80 мм из сплава В-1461 обнаружено, что прочностные характеристики максимальны в медианном сечении (пределы прочности и текучести 570 и 540 МПа), в 0,25Т сечении эти величины составляют 530 и 490 МПа, а в высотном направлении всего 490 и 440 МПа.
2. Показано, что величина твердости (HRB) увеличивается от 70 единиц для старения при 120<sup>0</sup>С, 20 час. до 85 единиц для трехступенчатого режима старения 120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 час. +150<sup>0</sup>С, 24час, при этом в отличие от прочности на растяжение значения твердости не меняются по сечению плиты, что свидетельствует о том, что неоднородность и анизотропия свойств на растяжение обусловлены сочетанием кристаллографической и механической текстуры.
3. В результате проведенных экспериментальных работ показано, что неоднородность и анизотропия механических свойств плит из сплава В-1461 формируются на стадии ОМД и возможности их коррекции в результате термообработки ограничены.
4. Показано, что анизотропию прочностных свойств Al-Li сплавов можно оценивать на основании вычисления усреднения факторов Закса для  $\alpha$ -твердого раствора и  $\delta'$ -фазы с учетом количественных текстурных данных из ОПФ.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основе анализа результатов исследования формирования фазового состава и текстуры в сплавах Al-Cu-Li при деформации и термической обработке выявлены количественные закономерности влияния различных интерметаллидных фаз на механические свойства и их анизотропию.

1. Разработана методика расчета количества  $T_1$  и  $\delta'$ - фаз для Al-Cu-Li сплавов на основании экспериментального измерения параметров решетки  $\alpha$ -твердого раствора и показано, что в сплавах соотношение между  $\delta'$ - фазой и тройными фазами определяется атомными долями лития меди для Al-Cu-Li сплавов, показано также, что в сплавах Al-Cu-Li доля  $\delta'$ - фазы значительно выше, чем тройной  $T_1$ -фазы.

2. Предложена новая классификация Al-Li-Mg(Cu) – сплавов, которые следует разделить на 5 групп, отличающихся отношением долей двойной  $\delta'$ -фазы ( $W_\delta$ ) и тройной фаз,  $S_1$  ( $W_S$ ) или  $T_1$ ( $W_T$ ): 1 группа - сплавы Al-Li-Mg,  $W_\delta/W_S < 2$ ; 2 – 5 группы это сплавы Al–Cu–Li-Mg: для 2-ой группы отношение  $W_\delta/W_T$  от 2 до 3, для 3-ей группы – от 5 до 7, для 4-ой – от 7 до 8 и для 5-ой группы от 11 до 17.

3. В результате исследования неоднородности механических свойств в различных зонах и направлениях плит толщиной 80 мм из сплава В-1461 обнаружено, что прочностные характеристики максимальны в медианном сечении (пределы прочности и текучести 570 и 540 МПа), в  $0,25T$  сечении эти величины составляют 530 и 490 МПа, а в высотном направлении всего 490 и 440 МПа.

4. Показано, что величина твердости (HRB) увеличивается от 70 единиц для старения при  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час. до 85 единиц для трехступенчатого режима старения  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час.+ $140^{\circ}\text{C}$ , 24 час. + $150^{\circ}\text{C}$ , 24час, при этом в отличие от прочности на растяжение значения твердости не меняются по сечению плиты, что свидетельствует о том, что неоднородность и анизотропия свойств на растяжение обусловлены сочетанием кристаллографической и механической текстуры.

5. Показано, что старение при 120 и  $140^{\circ}\text{C}$  сопровождается выделением  $\theta'$  –фазы, количество которой после старения при  $140^{\circ}\text{C}$  существенно выше, а при  $150^{\circ}\text{C}$  выделением из твердого раствора медьсодержащих  $T_1$  и  $\theta'$  –фаз. Дельта-штрих фаза присутствует в сплаве на всех стадиях термообработки, включая закалку, в значительных количествах, что затрудняет оценку ее вклада в упрочняющий эффект старения.

6. Показано, что роль  $T_1$ -фазы как основного упрочнителя Al-Cu-Li сплавов преувеличена, в особенности для сплавов с содержанием лития  $>1,5\%$ , для которых доминирует эффект упрочнения за счет упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ - фазы.
7. Обоснован новый механизм упрочнения при старении сплавов Al-Cu-Li с содержанием лития  $>1,5\%$ , основанный на том, что эффект упрочнения, обусловленный выделением упорядоченных частиц, пропорционален увеличению их размера от  $\sim 7$  до  $\sim 19$  нм, что обеспечивает значительный упрочняющий эффект при старении ( $\sim 90$  МПа) даже при неизменной фракции  $\delta'$ - фазы.
8. На практике этот механизм реализуется за счет комплексной термомеханической обработки, включающую правку растяжением и низкотемпературное старение ( $120$  °C), когда формируется оптимальное структурно-фазовое состояние для обеспечения максимального эффекта упрочнения на последующей стадии старения при  $140-160^{\circ}\text{C}$ , когда происходит увеличение размера частиц  $\delta'$ -фазы.
9. Исследования текстуры показали, что в среднем слое плиты толщиной  $0,3-0,35T$  наблюдается одинаковая для матрицы и  $\delta'$ -фазы интенсивная однокомпонентная текстура с расположением плоскости  $\{011\}$  параллельно плоскости плиты с доминированием текстуры «латуни»  $\{110\}\langle 112\rangle$ .
10. В результате проведенных экспериментальных работ показано, что неоднородность и анизотропия механических свойств плит из сплава В-1461 формируются на стадии ОМД и возможности их коррекции в результате термообработки ограничены.
11. Выведены уравнения для расчета количества  $S_1$  ( $\text{Al}_2\text{MgLi}$ ),  $T_1$  ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) и  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ -фаз в российских и зарубежных сплавах 1420, 1424, 5090 (сплавы Al-Mg-Li) и 1440, 1460, 1461, 1441, 1469, 2090, 2094, 2095, 8090 (сплавы Al-Cu-Li).
12. В качестве приложений приведены методические разработки и соответствующие расчетные программы для количественного фазового анализа и оценки анизотропии упругих и прочностных свойств текстурированных полуфабрикатов Al-Li сплавов.

## Приложения

В приложениях приведены описания программ, используемых в работе для вычисления количественных характеристик фазового состава и анизотропии упругих и прочностных свойств текстурированных полуфабрикатов.

### Приложение 1: Количественный фазовый анализ сплавов системы Al-Li

Программа количественного фазового анализа предназначена для расчета количества  $\alpha$ -твердого раствора и  $\beta$ -фазы ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) в сплавах Al-Mg,  $\alpha$ -твердого раствора,  $\theta$  ( $\text{AlCu}_2$ ),  $S_1$  ( $\text{Al}_2\text{MgLi}$ ),  $T_1$  ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ) и  $\delta'$ ( $\text{Al}_3\text{Li}$ )-фаз в сплавах систем легирования Al-Mg-Li и Al-Cu-Li, к которым относятся российские и зарубежные промышленные сплавы 1420, 1424, 5090 (сплавы Al-Mg-Li) и 1440, 1460, 1461, 1441, 1469, 2090, 2094, 2095, 8090, Weldalite 049 (сплавы Al-Cu-Li). Метод расчета основан на экспериментально измеренной величине параметра решетки  $\alpha$ -твердого раствора. Программа реализована в MS Excel в виде двух программных файлов «Al-Cu-Li.xls» и «Al-Mg-Li.xls».

Программный файл «Al-Mg-Li.xls» содержит 3 листа, предназначенных для вычисления фазового состава сплавов 1420, 1424 и 5090. Структура каждого листа аналогична листам файла «Al-Cu-Li.xls».

Для тройных сплавов системы Al-Cu-Li соотношения для расчета фазового состава:

$$W_{\alpha} = \frac{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(X_{Al}^0 X_{Cu}^{T_1} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^0) - X_{Al}^{\delta} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^0 - X_{Li}^{T_1})}{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(100X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{\alpha} X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{T_1} X_{Li}^{\alpha} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^{\alpha}) - X_{Al}^{\delta} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^{\alpha} - X_{Li}^{T_1})} \times 100$$

$$W_{T_1} = \frac{100X_{Cu}^0 - X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha}}{X_{Cu}^{T_1}} \quad (1)$$

$$W_{\delta'} = 100 - W_{\alpha} - W_{T_1}$$

Для системы Al-Mg-Li соотношения аналогичны за исключением обозначений фаз:

$$W_{\alpha} = \frac{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^S)(X_{Al}^0 X_{Mg}^S - X_{Al}^S X_{Mg}^0) - X_{Al}^{\delta} X_{Mg}^S (X_{Li}^0 - X_{Li}^S)}{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^S)(100X_{Mg}^S - X_{Mg}^{\alpha} X_{Mg}^S - X_{Mg}^S X_{Li}^{\alpha} - X_{Al}^S X_{Mg}^{\alpha}) - X_{Al}^{\delta} X_{Mg}^S (X_{Li}^{\alpha} - X_{Li}^S)} \times 100$$

$$W_S = \frac{100X_{Mg}^0 - X_{Mg}^\alpha W_\alpha}{X_{Mg}^S} \quad (2)$$

$$W_\delta = 100 - W_\alpha - W_\delta$$

Программный файл «Al-Cu-Li.xls» содержит 11 листов, имеющих одинаковую структуру и предназначенных для вычисления фазового состава сплавов 1441-1, 1441, 1460, 1461, 1464, 1469, 8090, 2090, 2094, 2095, Weldalite049. Каждый лист содержит четыре таблицы, в первой из которых рассчитываются составы фаз (табл.П1), вторая предназначена для расчета фазового состава по уравнению (1) (табл. П2), третья для расчета значения удельных объемов фаз и сплава в целом. (табл.П3). Четвертая таблица (табл.П4) служит для вычисления объемных эффектов в сплаве при выделении  $T_1$  и  $\delta'$ -фазы. Для вычисления объемного эффекта выделения  $T_1$ -фазы подбирают три состояния сплава, характеризующихся одинаковой величиной  $\delta'$ -фазы (в нашем примере  $W_{T_1}=0,02$ ), при этом подбирают такие три концентрации лития в твердом растворе, чтобы доли  $\delta'$ -фазы для этих трех состояний максимально отличались друг от друга (в нашем случае это  $W_\delta = 0,083; 0,143$  и  $0,193$ ). Для этих трех состояний находят объемные эффекты превращения, отнесенные к количеству выделившейся фазы, а затем вычисляют среднее из этих трех величин. Аналогичным образом рассчитывают величину объемного эффекта для  $\delta'$ -фазы. Рассчитанные таким образом объемные эффекты превращения равны 0,17 и 1,18% на каждый процент выделения  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз соответственно (табл.П3). Имеется также вспомогательная таблица, в которую вводятся данные для построения зависимости количества интерметаллидных фаз от периода решетки для сплава 1461 при трех значениях концентрации лития в твердом растворе: 0, 0,5 и 1,0%.

Таблица П1. Химический состав сплава 1461 (Al-1,4Li-4,3Cu)

Cu	Li	Al	$X_{Al}^{\delta'}$	$X_{Li}^{\delta'}$	$X_{Al}^T$	$X_{Cu}^T$	$X_{Li}^T$
мас доля							
0,031	0,016	0,953	0,92	0,079	0,434	0,5107	0,0553

Таблица П2. Схема определения фазового состава сплава 1461

a, A	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T1}$	$W_{\delta}$
4,0418	0,034	0,0000	0,787	0,008	0,206
4,0434	0,027	0,0000	0,785	0,019	0,196
4,0456	0,017	0,0000	0,783	0,035	0,182
4,0479	0,006	0,0000	0,781	0,051	0,168
4,0485	0,004	0,0000	0,780	0,055	0,165
4,0493	0,000	0,0000	0,779	0,061	0,160

Таблица П3. Схема оценки удельного объема фаз для сплава 1461

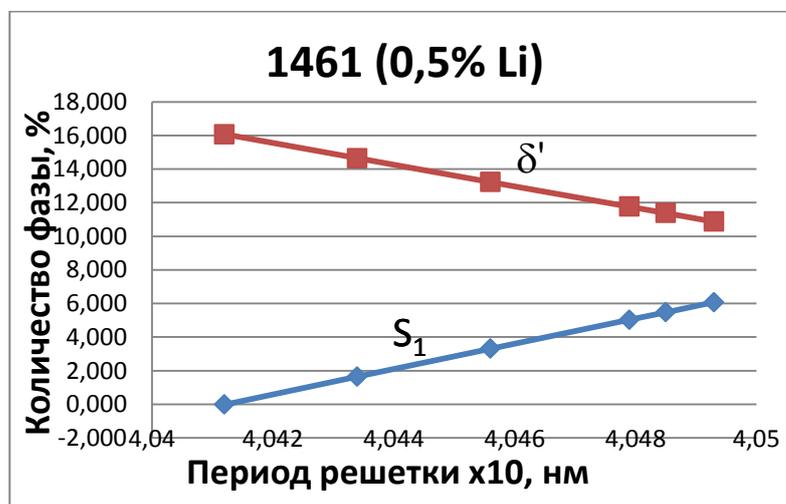
a, A	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$\Delta V_{\alpha}$	$V_{\alpha}$	$V_{\delta}$	$V_T$	$V_{\text{сплава}}$
4,0418	0,034	0,0000	-0,0185	0,3521	0,4583	0,5602	0,3756
4,0434	0,027	0,0000	-0,0147	0,3559	0,4583	0,5602	0,3799
4,0456	0,017	0,0000	-0,0094	0,3612	0,4583	0,5602	0,3858
4,0479	0,006	0,0000	-0,0036	0,3670	0,4583	0,5602	0,3922
4,0485	0,004	0,0000	-0,0021	0,3685	0,4583	0,5602	0,3938
4,0493	0,000	0,0000	-0,0001	0,3705	0,4583	0,5602	0,3961

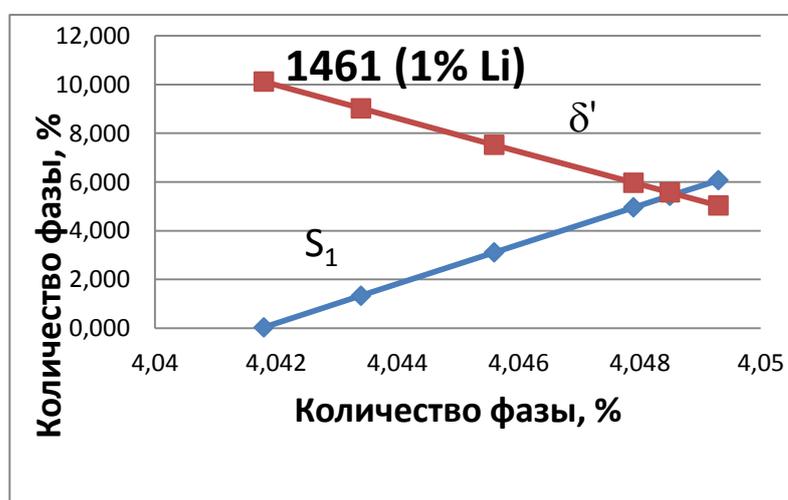
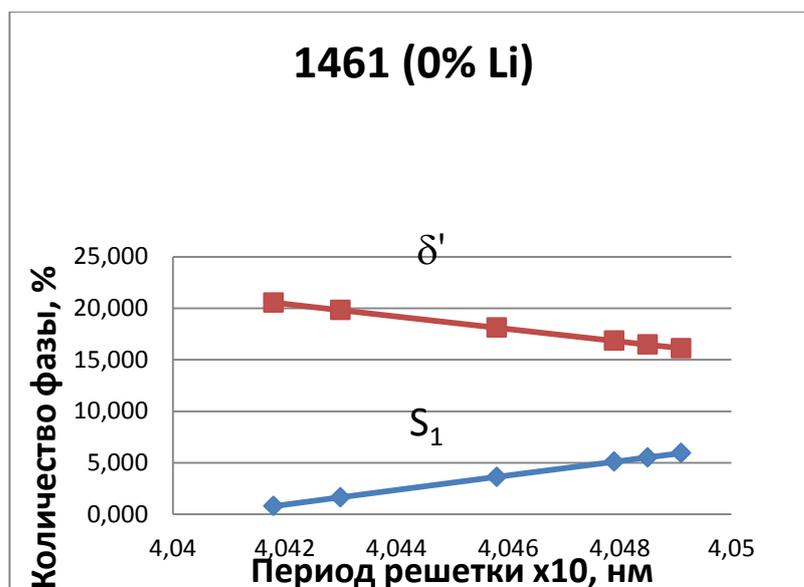
Таблица П4. Схема оценки объемного эффекта при выделении  $T_1$  и  $\delta'$ -фаз в сплаве 1461

a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T1}$	$W_\delta$	$V_\alpha$	$V_{\delta'}$	$V_T$	$V_{\text{сплава}}$	$\Delta V/V$
4,0437				0,01		0,372	0,458	0,560	0,393	0,14
5	0,025	0,010	0,896	6	0,088	8	3	2	0	8
4,0491	0,001	0,005	0,837	0,01		0,371	0,458	0,560	0,396	0,14
				6	0,146	4	3	2	4	6
4,043	0,029	0,000	0,785	0,01		0,370	0,458	0,560	0,399	0,14
				6	0,198	0	3	2	4	8
									средн	0,14
									.	7

4,0459	0,016	0,005		0,03		0,363	0,458	0,560	0,382	1,18
		0	0,834	5	0,130	3	3	2	6	2
4,0476	0,008	0,004		0,04		0,367	0,458	0,560	0,388	1,17
		0	0,822	8	0,130	3	3	2	4	6
4,0493	0,000	0,003		0,06		0,371	0,458	0,560	0,394	1,15
		0	0,809	1	0,130	4	3	2	1	5

Программный файл «Al-Mg-Li.xls» содержит 3 листа, предназначенных для вычисления фазового состава сплавов 1420, 1424 и 5090. Структура каждого листа аналогична листам файла «Al-Cu-Li.xls».





## Приложение 2. Текстура и анизотропия упругих и прочностных свойств

Программная папка, содержит 4 листа: «Эталон», «Текстура», «Анизотропия  $E$ », «Анизотропия  $\sigma$ ». Лист «Эталон» содержит программу расчета теоретических интенсивностей рефлексов для любых металлов с кубической решеткой в виде таблицы, в которой учтены все факторы интенсивности:

Лист «Текстура» содержит программы для определения полюсных плотностей рефлексов для построения обратных полюсных фигур (ОПФ). Лист программы содержит таблицу, в которые поочередно вводят экспериментальные интенсивности для каждого из направлений листа (НН, НП, ПН), трубы (R,L,T)

или прутка (ОН, ПН), вводят значения теоретических интенсивностей из листа «Эталон». Далее рассчитывают полюсные плотности рефлексов обеих фаз. Нормированные значения полюсных плотностей используют в дальнейшем для расчетов анизотропии модулей Юнга в различных направлениях листа или прутков из любых сплавов.

Лист «Анизотропия E» содержит три таблицы. В первой (табл. П5) приведены значения монокристалльных упругих констант податливости для некоторых металлов с ГЦК решеткой. Для того, чтобы рассчитать значения модуля Юнга для любых кристаллографических направлений, параллельных нормалям к плоскостям (hkl) необходимо перенести необходимый столбец с названием металла и его упругими константами из табл.П5 в табл.П6, в которой рассчитываются рентгеновские упругие константы для любого рефлекса (hkl) в соответствии с уравнением:

$$1/E_{hkl} = S_{11} - 2J \cdot \Gamma \quad (3)$$

где:  $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44}$  ( $J > 0$  положительная анизотропия,  $J < 0$  - отрицательная анизотропия),  $\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$  – ориентационный фактор.

Окончательно среднюю величину модуля Юнга для  $\alpha$ -фазы в соответствующем направлении листа, трубы или прутка находят суммированием произведений нормированной полюсной плотности на модуль Юнга для данной ориентации (табл.10):

$$E_{\alpha}^{HH(HP,PH)} = \sum_{\Delta} (P_{hkl}^{HH(HP,PH)} / k) \times E_{\alpha}^{hkl} \quad (4)$$

Лист «Анизотропия  $\sigma$ » включает две таблицы для вычисления факторов Шмида для  $\alpha$ - и  $\delta$ -фаз сплавов Al-Li (табл.П7 и П8), две таблицы для вычисления средних значений факторов Тейлора (ФТ) для трех (двух) направлений полуфабриката для обеих фаз (табл.П9 и П10) и две таблицы для вычисления ФТ сплава (табл.П11 и П12) с учетом ФТ фаз, фазового состава и отношения критических напряжений сдвига для систем скольжения в  $\alpha$ - и  $\delta$ -фазах сплава. Факторы Шмида и обратные им ФТ(М) рассчитываются для систем скольжения  $\{111\}\langle 110 \rangle$  и  $\{100\}\langle 110 \rangle$   $\alpha$ - и  $\delta$ -фаз соответственно (табл.П7 и П8). Эти

значения переносятся в табл. П9 и П10, где вычисляются средние ФТ (М) для различных направлений листов (труб, прутков)  $\alpha$ - и  $\delta$ -фаз в соответствии с текстурой (значения полюсных плотностей рефлексов переносятся из табл. П2) в соответствии с соотношением:

$$M_{\alpha(\delta)}^{HH(HH,HH)} = \sum_{\Delta} (P_{hkl}^{HH(HH,HH)} / k) \times M_{\alpha(\delta)}^{hkl} \quad (5)$$

Средние значения факторов М для  $\alpha$ -фазы (нижняя строка табл. 13) и для  $\delta$ -фазы (нижняя строка табл. 13), а также фазовый состав (Приложение 1) переносятся в табл. П11, в которой рассчитываются параметры анизотропии прочностных свойств сплавов.

Таблица П5. Монокристалльные константы для некоторых ГЦК металлов

	Металл	Al	Cu	$\gamma$ -Fe	Ni
$S_{11}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		1,57	1,50	0,76	0,73
$S_{12}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		-0,57	-0,63	-0,29	-0,27
$S_{44}, 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		3,51	1,33	0,89	0,80

Таблица П6. Рентгеновские упругие константы для нормалей к (hkl) Al.

h	k	l	$10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$		ГПа
			(1+v)/E	v/E	E
0	0	1	2,140	-0,570	63,7
0	1	3	2,036	-0,535	66,6
0	1	2	1,955	-0,508	69,1
0	1	1	1,851	-0,474	72,6
1	3	3	1,823	-0,464	73,6
1	2	2	1,798	-0,456	74,5
1	1	3	1,959	-0,510	69,0
1	1	5	2,059	-0,543	66,0
1	3	5	1,896	-0,489	71,1
1	2	3	1,851	-0,474	72,6

Таблица П7. Расчет модулей Юнга для различных направлений листа 1461

hkl	$P_{hkl}$			$E_{hkl}$	$E_{hkl} \times P_{hkl}$		
	НП	ПН	НН	ГПа	НП	ПН	НН
001	1,58	1,07	2,98	63,7	91,86	58,78	224,84
013	0,86	1,14	1,32	66,6	52,39	65,85	104,48
012	1,87	1,24	0,49	69,1	117,50	73,81	40,38
011	1,58	1,98	0,06	72,6	104,69	124,42	5,36
133	1,52	1,91	0,21	73,6	102,03	121,28	18,40
122	0,00	0,46	0,12	74,5	0,00	29,56	11,02
111	1,87	2,44	0,55	76,1	129,69	160,51	49,75
112	0,79	1,07	0,77	72,6	52,35	66,99	66,44
113	0,86	0,00	0,93	69	54,27	0,00	76,41
115	0,36	0,91	1,87	66	21,63	52,20	146,10
135	1,23	0,93	0,31	71,1	79,89	56,91	26,56
123	0,64	0,49	0,49	72,6	42,30	30,63	42,18
$E_{cp.}$					70,72	70,08	67,66

Таблица П8. Значения факторов Шмида ( $\Phi_{hkl}$ ) и факторов Тейлора ( $M_{hkl}$ ) для различных направлений нормалей к  $(hkl)$  для скольжения по системе  $\{111\}\langle 110\rangle$  и  $\{001\}\langle 110\rangle$

$\{111\}\langle 110\rangle$			$\{001\}\langle 110\rangle$		
(hkl)	$\Phi_{hkl}$	$M_{hkl}$	(hkl)	$\Phi_{hkl}$	$M_{hkl}$
001	0,408	2,449	001	0	$\infty$
013	0,490	2,041	013	0,212	4,714
012	0,490	2,041	012	0,283	3,536
011	0,408	2,449	011	0,354	2,828
133	0,430	2,327	133	0,447	2,239
122	0,408	2,449	122	0,471	2,121
111	0,272	3,674	111	0,471	2,121
112	0,408	2,449	112	0,471	2,121
113	0,445	2,245	113	0,386	2,593
115	0,454	2,205	115	0,262	3,818
135	0,490	2,041	135	0,354	2,828
123	0,467	2,143	123	0,455	2,200

Таблица П9. Расчет факторов Шмида ( $\Phi_{hkl}$ ) и факторов Тейлора ( $M_{hkl}$ ) в различных направлениях листа сплава 1461 для скольжения по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$

hkl	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl}$	$\Phi_{hkl} \times P_{hkl}$		
	НП	ПН	НН	ГПа	НП	ПН	НН
001	1,58	1,07	2,98	0	0,00	0,00	0,00
013	0,86	1,14	1,32	0,212	0,17	0,21	0,33
012	1,87	1,24	0,49	0,283	0,48	0,30	0,17
011	1,58	1,98	0,06	0,354	0,51	0,61	0,03
133	1,52	1,91	0,21	0,447	0,62	0,74	0,11
122	0,00	0,46	0,12	0,471	0,00	0,19	0,07
111	1,87	2,44	0,55	0,471	0,80	0,99	0,31
112	0,79	1,07	0,77	0,471	0,34	0,43	0,43
113	0,86	0,00	0,93	0,386	0,30	0,00	0,43
115	0,36	0,91	1,87	0,262	0,09	0,21	0,58
135	1,23	0,93	0,31	0,354	0,40	0,28	0,13
123	0,64	0,49	0,49	0,455	0,26	0,19	0,26
$\Phi_{cp.}$					0,33	0,35	0,24
$M_{cp}$					3,02	2,89	4,21

Таблица П10. Расчет факторов Шмида ( $\Phi_{hkl}$ ) и факторов Тейлора ( $M_{hkl}$ ) в различных направлениях листа сплава 1461 для скольжения по системе  $\{111\}\langle 110\rangle$

hkl	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl}$ (ГПа)	$\Phi_{hkl} \times P_{hkl}$ (ГПа)		
	НП	ПН	НН		НП	ПН	НН
001	1,58	1,07	2,98	0,41	0,59	0,38	1,44
013	0,86	1,14	1,32	0,49	0,39	0,48	0,77
012	1,87	1,24	0,49	0,49	0,83	0,52	0,29
011	1,58	1,98	0,06	0,41	0,59	0,70	0,03
133	1,52	1,91	0,21	0,43	0,60	0,71	0,11
122	0,00	0,46	0,12	0,41	0,00	0,16	0,06
111	1,87	2,44	0,55	0,27	0,46	0,57	0,18
112	0,79	1,07	0,77	0,41	0,29	0,38	0,37
113	0,86	0,00	0,93	0,45	0,35	0,00	0,49
115	0,36	0,91	1,87	0,45	0,15	0,36	1,00
135	1,23	0,93	0,31	0,49	0,55	0,39	0,18
123	0,64	0,49	0,49	0,47	0,27	0,20	0,27
$\Phi_{cp.}$					0,42	0,40	0,43
$M_{cp}$					2,37	2,47	2,31

Табл. ПМ11. Вычисление факторов Тейлора для направлений НП и ПН плиты из сплава 1461 для различных значений отношения приведенных напряжений сдвига ( $\alpha$ ) для скольжения по системам  $\{111\}\langle 110\rangle$  и  $\{001\}\langle 110\rangle$  для  $\delta'$ -фазы

hkl	$P_{hkl}$		$\alpha=1,5$			$\alpha=4,0$		
			$M_{hkl}$	$M_{hkl} \times P_{hkl}$		$M_{hkl}$	$M_{hkl} \times P_{hkl}$	
	НП	ПН		НП	ПН		НП	ПН
001	1,44	0,94	3,67	5,29	3,45	4,9	14,13	9,21
013	0,79	1,01	3,06	2,41	3,08	4,08	3,71	4,75
012	1,70	1,09	2,828	4,81	3,08	3,536	6,01	3,85
011	1,44	1,75	2,239	3,23	3,91	2,828	4,08	4,94
133	1,39	1,68	2,121	2,94	3,56	2,239	3,10	3,76
122	0,00	0,40	2,121	0,00	0,86	2,121	0,00	0,86
111	1,70	2,15	2,121	3,62	4,56	2,121	3,62	4,56
112	0,72	0,94	2,593	1,87	2,44	2,121	1,53	1,99
113	0,79	0,00	2,5	1,97	0,00	2,593	2,04	0,00
115	0,33	0,81	3,31	1,08	2,67	3,818	1,25	3,08
135	1,12	0,82	2,828	3,18	2,31	2,828	3,18	2,31
123	0,58	0,43	2,200	1,28	0,95	2,200	1,28	0,95
				$M_{НП}=2,64$	$M_{ПН}=2,57$		$M_{НП}=3,66$	$M_{ПН}=3,35$

Табл. П12. Оценка отношения приведенных напряжений сдвига ( $\beta$ ) для скольжения по системам  $\{001\}\langle 110\rangle$   $\delta'$ -фазы и  $\{111\}\langle 110\rangle$   $\alpha$ -фазы

	$\beta=3,0$				$\beta=5,5$			
	$\alpha=2,0$		$\alpha=4,0$		$\alpha=2,0$		$\alpha=4,0$	
	НП	ПН	НП	ПН	НП	ПН	НП	ПН
$V_{\delta}$	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
M	3,779	3,772	4,157	4,030	5,294	5,232	5,987	5,705
$M^{\text{НП}}/M^{\text{ПН}}$	1,002		1,032		1,012		1,049	
Эксперимент								
$\sigma_{0,2}$	540	515	540	515	540	515	540	515
$\sigma_{0,2}^{\text{НП}}/\sigma_{0,2}^{\text{ПН}}$	1,049		1,049		1,049		1,049	

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бецофен, С.Я. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li (Обзор)/ С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, **М.И. Князев** // Деформация и разрушение материалов. 2015. №11. С.10-26.
2. Lynch, S.P. Fracture Toughness and Fracture Modes of Aerospace Aluminum–Lithium Alloys / S.P. Lynch, R.J.H. Wanhill, R.T. Byrnes, G.H. Bray // Chapter 13 – pp. 416-456 in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications” Elsevier Inc. 2014. P. 554.
3. Шестов, В.В. Конструкционные слоистые алюмокомпозиты 1441-СИАЛ / В.В. Шестов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, В.В. Сидельников // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. №9. С.28-31.
4. Антипов, В.В. Развитие Al-Li сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки / В.В. Антипов, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. №9. С.5-11.
5. J. Czochralski, US Patent Nos. 1,620,081 and 1,620,082. 1927.
6. I.N. Fridlyander, N.V. Shiryayeva, S.M. Ambartsumyan, T.A. Gorokhova, R.M. Gabidullin, US Patent No. 1,172,736. 1969.
7. Фридляндер, И.Н. Алюминий-литиевые сплавы: структура и свойства / И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л.Березина, Н.И.Колобнев // Киев.- Наукова думка. 1992. 192с.
8. Noble, B. On the  $\alpha(\text{Al})/\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$  metastable solvus in aluminium–lithium alloys / B Noble, S.E Bray //Acta Materialia. Volume 46.Issue 17. November 1998. P. 6163-6171.
9. Eswara Prasad, N. Phase Diagrams and Phase Reactions in Al–Li Alloys / N. Eswara Prasad, T.R. Ramachandran // Chapter 3, pp. 98-137 in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications” Elsevier Inc. 2014. P. 554.
10. Ma, Y. Distribution of intermetallics in an AA 2099-T8 aluminium alloy extrusion / Y. Ma, X. Zhou, G.E. Thompson, T. Hashimoto, P. Thomson, M. Fowles // Materials Chemistry and Physics. 126. 2011. P. 46–53.
11. Muñoz-Morris, M.A. Severe plastic deformation processing of Al–Cu–Li alloy for enhancing strength while maintaining ductility / M.A. Muñoz-Morris, D.G. Morris // Scripta Materialia. 63. 2010.P. 304–307.
12. Muñoz-Morris, M.A. Microstructure control during severe plastic deformation of Al–Cu–Li and the influence on strength and ductility / M.A. Muñoz-Morris, D.G. Morris // Materials Science and Engineering. A 528. 2011. P.3445–3454.

13. Li, Hongying. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al–Cu–Li–Zn–Mg–Mn–Zr alloy / Hongying Li, Yi Tanga, Zaide Zeng, Ziqiao Zheng, Feng Zhenga // *Materials Science and Engineering. A* 498. 2008. P.314–320.
14. Nayan, Niraj. Studies on Al–Cu–Li–Mg–Ag–Zr alloy processed through vacuum induction melting (VIM) technique / Niraj Nayan, Govind, K. Suseelan Nair, M.C. Mittal, K.N. Sudhakaran // *Materials Science and Engineering. A* 454–455. 2007. P. 500–507.
15. Yoshimura, R. Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys / R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga // *Acta Materialia*. 51. 2003. P. 2891–2903.
16. Yoshimura, R. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys: the  $\theta'$  and  $T_1$  phases / R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga // *Acta Materialia*. 51. 2003. P. 4251–4266.
17. Deschamps, A. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al–Li–Mg alloy / A. Deschamps, C. Sigli, T. Mourey, F. de Geuser, W. Lefebvre, B. Davo // *Acta Materialia*. Volume 60. Issue 5. March 2012. P.1917–1928.
18. Dorin, T. Quantification and modelling of the microstructure/strength relationship by tailoring the morphological parameters of the  $T_1$  phase in an Al–Cu–Li alloy / T. Dorin, A. Deschamps, F. De Geuser, C. Sigli // *Acta Materialia*. –75. 2014. P. 134–146.
19. Zhongwei, C. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al–Cu–Li–X alloy / C. Zhongwei, Kai Zhao, Li Fan // *Materials Science & Engineering. A*588. 2013. P.59–64.
20. Edgar, A. Historical Development and Present Status of Aluminum Lithium Alloys / A. Edgar, Starke Jr. // P. 3-26 in: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications”. Elsevier Inc. 2014. P. 554.
21. Lin, Yi. Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy / Yi Lin, Ziqiao Zheng, Shichen Li, Xiang Kong, Ye Han // *Materials Characterization*. 84. 2013. P.88–99.
22. Deschamps, A. B. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys / A. Deschamps, B. Decreus, F. De Geuser, T. Dorin, M. Weyland // *Acta Materialia*.-61. 2013. P. 4010–4021
23. Сетюков, О.А. Рентгеноструктурное определение структурных параметров кристаллических решеток матрицы и  $\delta'$ -фазы ( $Al_3Li$ ) в сплавах Al-Li / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №9. Том 75. С.41-46.
24. Gudladt, H.-J. Precipitation strengthening and its influence on the mechanical behaviour of cyclically deformed Al-Li alloys / H.-J. Gudladt, J.Lendvai, J.Schneider // *Acta Materialia*. 37. 1989. No.12. P. 3327-3333.

25. Chung-Hyung, J. The effect of Sc on the formation and growth of PFZ in Al-Li alloys / Chung-Hyung Joh, K.Yamada, Y.Miura Materials Science Forum. Vols. 331-337. 2000. P.1037-1042.
26. Бецофен, С.Я. Гетерогенность структуры при прокатке и отжиге Al сплавов / С.Я. Бецофен, О.Е. Осинцев, Цзян Фэн, С.А. Масюков // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004. №9. С. 14-19.
27. Reynolds, A.P. Retained mechanical properties of a new Al-Li-Cu-Mg-Ag alloy as a function of thermal exposure time and temperature / A.P. Reynolds, D.M. Royster // *Scripta Metallurgica et Materialia* –30. 1994. No.11. P.1485-1490.
28. Katsikis, S. Microstructural stability during low temperature exposure of alloys within the Al-Li-Cu-Mg system / S. Katsikis, B. Noble, S.J. Harris // *Materials Science and Engineering*. A 485. 2008. P. 613–620.
29. Hunsicker, H.Y. Dimensional Changes in Heat Treating Aluminum Alloys.- *Trans AIME A VII*. 1980. P. 759–773.
30. Бецофен, С.Я. Фазовый состав и объемные эффекты фазовых превращений в алюминиевых сплавах / С.Я. Бецофен, А.А. Ильин, О.Е. Осинцев, М.С. Бецофен // *Металлы*. 2008. №6. С.70-77.
31. Pearson, W.B. A Handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys. N.Y.: Pergamon Press. 1958. P.1044.
1. Вассерман, Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен // М.: *Металлургия*. 1969. 654с.
2. Hirsch, J. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications / J. Hirsch, T. Al-Samman // *Acta Materialia* 61. 2013. P.818–843.
3. Koizumi, M., Kahara, S., Inagaki, H.// *Z.Metallkunde*.- 1997.- 88.- P.576-582.
4. Jensen, D.E. Texture development during recrystallization of aluminium containing large particles / D.E. Jensen, N.Hansen. F.J.Humphreys // *Acta metal*. 33. 1985. P.2155-2162.
5. Koizumi, M. Development of annealing textures in Al-Mg alloys / M. Koizumi, H. Okudaira, H. Inagaki // *Z.Metallkd*. 89. 1998. P.424-432.
6. Kamijo, T. On the mechanism of texture transition in FCC metals / T. Kamijo, K. Sekine // *Met.Trans*. 1. may. 1970. P. 1287-1292.
7. Truszkowski, W. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals / W.Truszkowski, J.Krol, B.Major // *Metallurgical Transactions A*. 11A. May 1980. P.749-758.
8. Dillamore, I.L., Roberts W.T.J. *Inst.Met*. 1963/64. v.92. P.193-199.
9. Asbeck, H.O. Mecking. *H.Mater. Sci.Eng*. 1978. v.34. P.111-119.

10. Целиков, А.И. Теория прокатки / А.И. Целиков, А.И. Гришаев // М.: Металлургия. 1970. 340 с.
11. Inoue, H. Analysis of average orientation distribution in sheet materials with through-thickness texture gradient / H. Inoue, T. Takasugi. // Z.Metallkd. 92. 2001. P. 82-88.
12. Humphreys, F.J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium. Acta Metal. 25. 1977. P. 1323-1344.
13. Liang, M. Effect Ce and impurities on persantage elongation and recrystallization in Al-Li alloys / M. Liang, Z.Xiulin // Journal of Rare Earths.- 1998. v.16. P.121-127.
14. Huang, Y. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy / Y. Huang, F.J.Humphreys // Acta Material.- 1999. Vol.47. No.7. P.2259-2268.
15. Huang, J.C. EBSD study on grain boundary characteristics in fine-grained Al alloys / J.C. Huang, I.C.Hsiao, T.D.Wang, B.Y. Lou // Scripta mater. 2000. 43. P.213-220.
16. Engler, O. Modeling recrystallization textures of aluminum allous after hot deformation / O. Engler, H.E. Vatne. // J.O.M.: J. Miner, Metals and Mater. Soc.1998-50. №6. P.23-27.
17. Koizumi, M. Kinetics recrystallization in Al-Mg alloys / M. Koizumi, K.Shirou, Y. Hirosuke // Z. Metallk. 2000. 91. №6. P.460-467.
18. Humphreys, F.J. A new analysis of recovery, recrystallization, and grain growth / Mater. Sci. and Technol. 1999. 15. №1. P.37-44.
19. Davies, C.H.J. The cellular automation simulation of static recrystallization in cold-rolled AA105 / C.H.J. Davies, L. Hong // Scr. Mater. 1999.40.№10.-P.1145-1150.
20. Barnett, M.R. Predicting the critical strain for dynamic recrystalliration using the kinetics of static recrystallization / M.R. Barnett, G.L. Kelly, P.D. Hodgson // Scr Mater.- 2000.- 43.- №4.- P.365-369.
21. Tagami, M. Effect of cross slips on deformation microstructure and recrystallization in  $\langle 111 \rangle$  and  $\langle 001 \rangle$  Al single crystals / Tagami Minoru, Kashihara Keiro, Okada Tacsuya, Inoko Fukuji // Mater. Trans.- 2001.- 42.- № 9.- P.2013-2020.
22. Yanagata, Hiroshi. Effect of temperature on the continius dynamic recrystallization of 99.99 mass % aluminum / Yanagata Hiroshi, Ohuchida Yoshitaka, Saito Naobumi, Otsuka Masahisa // Mater.Trans. 2001.42. №11. P.2440-2445.
23. Okada, Tatsuya. Electron backscatter diffraction analysis of recrystallization grains formed in deformation band in aluminium single crystal / Okada Tatsuya, Ikeda Leona, Huang Xiaoxu, Wert Jonn A., Kashihara Keizo, Inoko Fukuji // Mater.Trans. 2001. 42. №9. P.1938-1944.

24. Kashyap, K.T. Effect of zirconium addition on the recrystallization behavior of a commercial Al-Cu-Mg alloy / *Bull. Mater.* 2001. 24. №6. P.643-648.
25. Ren, B. Development of deformation and recrystallization orientations during hot rolling of Al-4.5Mg alloy / B. Ren, W.A.Cassada, K.D.Wade // *Materials Science Forum* Vol. 331-337.2000.P.769-774.
26. Humphreys, F.J. Dislocation-particle interactions during high temperature deformation of two-phase aluminium alloys / F.J. Humphreys, P.N.Kalu // *Acta metal.* 1964. V.12. No.12. P.2815-2829.
27. Hyde, K.B. The growth morphology and nucleation mechanism of primary  $\text{Li}_2\text{Al}_3\text{Sc}$  particles in Al- Sc alloys / K.B. Hyde, A.F. Norman, P.B. Prangnell // *Materials Science Forum*. Vol. 331-337. 2000. P.1013-1018.
59. Kapoor, R. Influence of fraction of high angle boundaries on the mechanical behavior of an ultrafine grained Al-Mg alloy / R. Kapoor, N. Kumar, R.S. Mishra, C.S. Huskamp, K.K. Sankaran // *Materials Science and Engineering A*. 527. 2010. P.5246–5254.
60. Jia-Siang, Wang. The effect of residual stress relaxation by the vibratory stress relief technique on the textures of grains in AA 6061 aluminum alloy / Jia-Siang Wang, Chih-Chun Hsieh, Chi-Ming Lin, Erh-Chiang Chen, Che-Wei Kuo, Weite Wu // *Materials Science and Engineering A* 605. 2014. P. 98–107.
61. Chen, J.Z. Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy / J.Z. Chen, L. Zhen, W.Z. Shao, S.L. Dai, Y.X. Cui // *Materials Letters* 62. 2008. P.88–90.
62. Zhen, Liang Development of microstructures and texture during cold rolling in AA 7055 aluminum alloy / Liang Zhen, Junzhou Chen, Shoujie Yang, Wenzhou Shao, Shenglong Dai // *Material science and Engineering A*. 504. 2009. P.55–63.
63. Jong-Hun, Yoon Earing predictions for strongly textured aluminum sheets / Jong-Hun Yoon, Oana Cazacu, Jeong Whan Yoon, Robert E.Dick // *International Journal of Mechanical Sciences* 52. 2010 P.1563–1578.
64. Contrepois, Q. Hot rolling textures of Al-Cu-Li and Al-Zn-Mg-Cu aeronautical alloys / Q. Contrepois, C. Maurice, J.H. Driver // *Experiments and simulations to high strains. Materials Science and Engineering A* 527. 2010. P.7305–7312.
65. Beaudoin, A.J. In situ assessment of lattice strain in an Al-Li alloy / A.J. Beaudoin, M. Obstalecki, W. Tayon, M. Hernquist, R. Mudrock, P. Kenesei, U. Lienert // *Acta Material* A 61.-2013. P.3456–3464.

66. [Vasudévan](#), A.K. Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys / A.K. [Vasudévan](#), [M.A. Przystupa](#), [W.G. Fricke Jr.](#) // *Materials Science and Engineering A* 208. 1996. P.172–180.
67. Chandan, Mondal Formation of a single, rotated-Brass {110}<556> texture by hot cross-rolling of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy / Chandan Mondal, A.K. Singh, A.K. Mukhopadhyay, K. Chattopadhyay // *Scripta Materialia*. 64. 2011. P.446–449.
68. Бецофен, С.Я. Текстура и анизотропия пластического течения низкоуглеродистых сталей для глубокой вытяжки / С.Я. Бецофен, В.И. Славов, В.Н. Мацнев, О.С. Костыкова // *Металлы*. 2004. №5. С.93-98.
69. Фридляндер, И.Н. Текстура листа из сплава 1430 системы Al-Li-Mg-Cu и анизотропия его предела текучести / И.Н. Фридляндер, В.Ф. Шамрай, А.А. Бабарэко // *Металлы*. 1999. №2. С.79-84.
70. Trinca, M. Effect of orientation on the mechanical properties and crystallographic texture of 2195 aluminum-lithium alloy / M. Trinca, A.A. Avaliano, H.Garmestani et.al. // *Materials Science Forum*. 2000. V.331-337. P.749-758.
71. Фридляндер, И.Н. Эффект рекристаллизации в сплавах системы Al-Mg-Li-Cu / И.Н. Фридляндер, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова, Т.П. Федоренко, Л.В. Латушкина // *Технология легких сплавов*. 1996. №5. С.32-34.
72. Фридляндер, И.Н. Характер изломов и текстура в полуфабрикатах из алюминиево-литиевых сплавов / И.Н. Фридляндер, В.Ф. Шамрай, А.А. Бабарэко, О.А. Сетюков // *Технология легких сплавов*. №5. С.5-9.
73. Фридляндер, И.Н. Влияние термической обработки на текстуру и структуру фаз сплава 1420 в прессованном тонком профиле и его механические свойства / И.Н. Фридляндер, В.Ф. Шамрай, А.А. Бабарэко, О.А. Сетюков, И.В. Эгиз, Н.В. Ручьева // *Металлы*. 1996. №3. С.125-130.
74. Фридляндер, И.Н. Текстурные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при деформации и нагреве / И.Н. Фридляндер, А.А. Бабарэко, В.С. Сандлер, В.Ф. Шамрай // *Перспективные материалы*. 2000. №4. С.19-24.
75. Ильин, А.А. Текстура и анизотропия механических свойств сплава Al-Mg-Li-Zn-Sc / А.А. Ильин, В.В. Захаров, М.С. Бецофен, О.Е. Осинцев, Т.А. Ростова // *Металлы*. 2008. №5. С.57-65.
76. Фридляндер, И.Н. Кристаллографическая анизотропия предела текучести текстурированных листов из сплава 1420 / И.Н. Фридляндер, А.А. Бабарэко, В.Ф. Шамрай и др. // *Технология легких сплавов*. 1994. №3-4. С.5-12.

77. Шалин, Р.Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др // М.: Машиностроение. 1997. 336с.
78. Захаров, В.В. Роль полос сдвига в листах из алюминиево-литиевых сплавов / В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // Технология легких сплавов. 1996. №5. С.35-39.
79. Захаров, В.В. О влиянии дисперсных частиц  $Al_3Li$  и  $Al_3Sc$ , перерезаемых дислокациями, на свойства алюминиевых сплавов / В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // Известия вузов. Цветная металлургия. 2001. №4. С. 37 - 43.
80. Dillamore, I.L. Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals / I.L. Dillamore, J.G. Roberts, A.C. Bush // Metal Science. 1973. P.73-77.
81. Jata, K.V. A.K. Singh. Texture and Its Effects on Properties in Aluminum- Lithium Alloys / K.V. Jata, A.K. Singh // In: N. Eswara Prasad, Amol A. Gokhale, R.J.H. Wanhill (Eds) Aluminum-Lithium Alloys.Processing, Properties, and Applications, Elsevier Inc., Amsterdam.2014. P.139-163.
82. Eswara Prasad, N. In plane anisotropy in the fracture toughness of an Al-Li alloy 8090 alloy plate / Eswara Prasad N., Kamat, S.V., Prasad, K.S., Malakondaiah, G., Kutumbarao V.V // Eng. Fract. Mech. 1993.46. P.209-223.
83. Jata, K.V. Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy / K.V. Jata, S. Panchanadeeswaran, A.K. Vasudevan.In: Singh, A.K. // Ray, R.K. (Eds.), Textures in Materials Research. Oxford and IBH Publishing Co. Pvt. Ltd., New Delhi. 1999. P.161-181.
84. Pao , P. Fatigue crack growth in 2090 Al-Li alloy / P.Pao , L.A. Cooley, M.A. Imam , G.R. Yoder // Scr. Metall. 1989.-23. P.1455-1460.
85. Przystupa, M.A. Crystallographic texture gradients in the aluminum 8090 matrix alloy and 8090 particulate composites / M.A. Przystupa, A.K. Vasudevan, A.D. Rollet // Mater. Sci. Eng. 1994. A186. P.35-44.
86. Singh, A.K. Texture evolution and anisotropy in Al-Li-Cu-Mg alloys / A.K. Singh, A.A. Gokhale, G.G. Saha, R.K. Ray // In: Singh, A.K., Ray, R.K. (Eds.), Textures in Materials Research.- Oxford and IBH Publishing Co. Pvt. Ltd. New Delhi. 1999.P. 219-232.
87. Spriano, S. Texture hardening and mechanical anisotropy in AA 8090-T851 plate / S.Spriano, R. Dogoline, M. Baricco // Mater. Sci. Eng. 1988. A257. P.134-138.
88. Zeng, X.-H. Effects of texture gradients on yield loci and forming limit diagrams in various aluminum-lithium sheet alloys / X.-H. Zeng, F. Barlat // Metall. Trans. 1994. 25A. P.2783-2795.

89. Cho, K.K. Effects of grain shape and texture on the yield strength anisotropy of Al-Li alloy sheet. / K.K. Cho, Y.H. Chung, C.W. Lee, S.I. Kwun, M.C. Shin // *Scr. Mater.* 1999.40. P.651-657.
90. Jata, K.V. Evolution of texture, micro structure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy / K.V. Jata, S. Panchanadeeswaran, A.K. Vasudevan // *Mater. Sci. Eng.* 1998.A257. P.37-46.
91. Lyttle, M.T. The plastic anisotropy of an Al-Li-Cu-Zr alloy extrusion in unidirectional deformation / M.T. Lyttle, J.A. Wert // *Metall. Mater. Trans.* 1996. 27A. P.3503-3513.
92. Vasudevan, A.K. On through thickness crystallographic texture gradient in Al-Li-Cu-Zr alloy / A.K. Vasudevan, W.G. Fricke, R.C. Malcolm, R.J. Bucci, M.A. Przystupa, F. Barlat. *Metall. Trans.* 1988. 19A. P.731-732.
93. Vasudevan, A.K. Synergistic effects of crystallographic texture and precipitation on the yield stress anisotropy in Al-Li-Cu-Zr alloy / A.K. Vasudevan, W.G. Fricke, M.A. Przystupa, S. Panchanadeeswaran // In: *Proceedings of the Eighth International Conference on Texture of Materials (ICOTOM-8)*.- The Metallurgical Society. Warrendale. PA- 1988- P.1071-1077.
94. Vasudevan, A.K. Texture-microstructure effects in yield strength anisotropy of 2090 sheet alloy / A.K. Vasudevan, M.A. Przystupa, W.G. Fricke Jr. // *Scr. Metall. Mater.* 1990. 24. P.1429-1234.
95. Vasudevan, A.K. Effect of composition on crystallographic texture of hot rolled Al-Li binary alloys / A.K. Vasudevan, M.A. Przystupa, W.G. Fricke Jr. // *Mater. Sci. Eng.* 1995.- 196. P.1-8.
96. De, P.S. Characterization of high cycle fatigue behavior of a new generation aluminum lithium alloy / P.S. De, R.S. Mishra, J.A. Baumann // *Acta Mater.* 2011-59. P.5946-5960.
97. Contrepois, Q. Hot rolling textures of Al-Cu-Li and Al-Zn-Mg-Cu aeronautical alloys: experiments and simulations to high strains / Q. Contrepois, C. Maurice, J.H. Driver // *Mater. Sci. Eng.* 2010. A527. P.7305-7312.
98. Field, D.P. Heterogeneity of crystallographic texture in friction stir welds of aluminum / D.P. Field, T.W. Nelson, Y. Hovanski, K.V. Jata // *Metall. Mater. Trans. A* 2001. 32A. P.2869-2877.
99. Jata, K.V. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys / K.V. Jata, S.L. Semiatin // *Scr. Mater.* 2000. 43. P. 743-749.
100. Jata, K.V. The anisotropy and texture of Al-Li alloys / K.V. Jata, A.K. Hopkins, R.J. Rioja // In: *Driver, J.H., Dubost, B., Durand, R., Fougères, R., Guyot, P., Sainfort, P., Surrey,*

- M. (Eds.), Aluminium Alloys, Their Physical and Mechanical Properties: Proceedings, ICAA5, Grenoble France, Part 1. Trans Tech Publications. Basle. Switzerland. 1996. P. 647.
101. Rioja, R.J. Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications / Mater. Sci. Eng. 1998. A257. P.100-107.
102. Barlat, F. On crystallographic texture gradient and its mechanical consequence in rolled aluminum-lithium sheet / F. Barlat, J.C. Bren, J. Liu // Scr. Metall. Mater. 1992. 27. P.1121-1126.
103. Choi, S.H. Prediction of macroscopic anisotropy in rolled aluminum-lithium sheet / S.H. Choi, F. Barlat // Scr. Mater. 1999. 41.- P. 981-987.
104. Rioja, R.J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications / R.J. Rioja, J. Liu // Metall. Mater. Trans. 2012. 43A. P.3325-3337.
105. Gregson, P.J. Microstructural control of toughness in aluminium-lithium alloys / P.J. Gregson, H.M. Flower // Acta Metall. 1985. 33. P.527-537.
106. Dorward, R.C. Zirconium vs manganese-chromium for grain structure control in an Al-Cu-Li alloy. Metall. Trans. 1987.18A. P.1820-1823.
107. Lee, E.W. The effect of off-axis thermomechanical processing on the mechanical behavior of textured 2095 Al-Li alloy / E.W. Lee, P.N. Kalu, L. Brandao, O.S. Es-Said, J. Foyos, H. Garmestani // Mater. Sci. Eng.1999. A265. P. 100-109.
108. Singh, A.K. Formation of a single, rotated-Brass  $\{1\ 1\ 0\} \langle 556 \rangle$  texture by hot cross-rolling of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy / A.K. Singh, A.K. Mukhopadhyay, K. Chattopadhyay // Scripta Materialia. 2011. 64. P. 446-449.
109. Бецофен, С.Я. Закономерности влияния состава Al-Li сплавов на количественное соотношение  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li), S<sub>1</sub> (Al<sub>2</sub>MgLi) и T<sub>1</sub> (Al<sub>2</sub>CuLi) фаз/ С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, И.А. Грушин, М.И. Князев, Л.Б. Хохлатова, А.А. Алексеев.//Металлы. 2015. №1. P. 59-66.
110. Parka, Sang Yoon. Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics/ Sang Yoon Parka, Won Jong Choi, Heung Soap Choi, Hyuk Kwon //Journal of Materials Processing Technology. 210. 2010. P. 1008-1016.
111. Chang Po-Yu, Yang Jenn-Ming Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates //International Journal of Fatigue 30.2008. P. 2165-2174.
112. Huang, J.C. Addition rules and the contribution of  $\delta'$  precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloys/ J.C. Huang, A.J. Ardell//Acta metal.1988.V.36. No.11.P.2995-3006.
113. Бецофен, С.Я. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li (Обзор)/ С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, М.И. Князев // Деформация и разрушение материалов. 2015. №11. С. 10-26.

114. Бецофен, С.Я. Исследование влияния термообработки на фазовый состав, текстуру и механические свойства сплава системы Al-Cu-Li В-1461/ С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, М.И. Князев, М.С. Оглодков// Металлы. 2015. №6. С.77-84.