

**ГОРДЕЕВА МАРГАРИТА ИГОРЕВНА**

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ, ТЕРМИЧЕСКОЙ  
ОБРАБОТКИ И СВАРКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ТЕКСТУРУ И  
АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ  
АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ  
СПЛАВОВ 1441, 1461 И 1469**

Диссертация на соискание учёной степени

кандидата технических наук

по специальности

05.16.01 – Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov i spлавов

Введение.....	4
ГЛАВА 1. Сплавы Al-Cu-Li: химический и фазовый состав, технологии, структура, свойства, (обзор литературы) .....	9
1.1 Сплавы системы Al-Cu-Li в авиационном материаловедении ..	9
1.2 Влияние процессов выделения интерметаллидных фаз на механические свойства сплавов с литием .....	21
1.3 Слоистые алюмокомпозиты (СИАЛы) в авиации .....	28
1.4 Количественный фазовый анализ.....	34
1.5. Особенности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в сплавах Al-Li.....	40
1.6. Структурные аспекты процесса сварки трением с перемешиванием сплавов Al-Li.....	48
ГЛАВА 2. Материалы и методы исследования .....	57
2.1. Исследование клиновых образцов из сплава В-1461.....	57
2.2. Исследование листов сплавов 1441 В-1469.....	58
2.3 Исследование соединений из сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) .....	60
ГЛАВА 3. Разработка метода количественного фазового анализа для сплавов Al-Cu-Li-Mg и метода оценки объемных эффектов превращения в алюминиевых сплавах.....	63
3.1 Количественный фазовый анализ сплавов Al-Cu-Li-Mg.....	63
3.2 Метод оценки объемных эффектов превращения в алюминиевых сплавах.....	79
Выводы по 3-ей главе.....	89
ГЛАВА 4. Количественное исследование влияния интерметаллидных фаз на упрочняющий эффект старения, текстуру и анизотропию механических свойств сплавов Al-Cu-Li.....	91
4.1. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li.....	91

4.2. Формирование фазового состава, текстуры и анизотропии свойств в листах Al-Li сплавов В-1469 и 1441, используемых в слоистых алюмоплексостеклопластиках типа СИАЛ.....	108
Выводы по 4-ой главе.....	126
ГЛАВА 5. Исследование фазового состава, текстуры и остаточных напряжений в соединениях сплава в-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием.....	128
5.1 Влияние СТП на показатели твердости и фазовый состав в различных участках сварного соединения из сплава В-1461.....	130
5.2. Распределение остаточных напряжений по зонам СТП соединений.....	137
5.3. Текстуры СТП соединений.....	144
Выводы по 5-ой главе.....	151
Общие выводы по работе.....	152
Список литературы.....	155

## Актуальность работы

Одним из основных направлений снижения веса конструкций изделий авиакосмической техники является применение алюминий-литиевых сплавов, которые обладают уникальными характеристиками прочности, жесткости и вязкости разрушения. Значительную перспективу в использовании новых материалов в авиации связывают со слоистыми алюмокомпозитами – СИАЛами (GLARE), которые отличаются от алюминиевых сплавов пониженной на 10-15% плотностью (2,4 г/см<sup>3</sup>), высокими прочностью ( $\sigma_B > 600$  МПа) и уникальными показателями СРТУ и пожаростойкости. С целью повышения упругих свойств СИАЛов предложено использовать среднепрочный ресурсный сплав 1441 и высокопрочный сплав В-1469 в гибридных слоистых верхних и нижних панелях крыла. Одной из серьезных проблем применения алюминий-литиевых сплавов в СИАЛах является выраженная анизотропия свойств, которую связывают с особенностями формирования текстуры и фазового состава в листах этих сплавов.

В плитах из высокопрочного сплава В-1461, которые используются в качестве заготовок для фрезерования изделий авиационной техники 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. Одной из причин такой неоднородности может являться различия в эффективной деформации различных слоев и участков плит при процедуре предварительной деформации (ПД) растяжением на 2-3% после закалки и перед старением.

Сварные соединения листов из сплавов с литием, выполненные СТП, позволяют повысить коэффициент прочности соединения от 55-60%, характерных для сварки плавлением до 70-75%. Вместе с тем СТП характеризуется сочетанием процессов деформационного и термического воздействия, которые формируют сложное структурно-фазовое состояние,

стабильность свойств которого могут быть обеспечены за счет проведения исследований закономерностей формирования при СТП микроструктуры, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений.

**Целью работы** являлось совершенствование количественных методов фазового анализа промышленных алюминий-литиевых сплавов и исследование закономерностей влияния деформации, термической обработки и сварки на фазовый состав, текстуру и анизотропию механических свойств сплавов этой системы легирования для повышения надежности эксплуатации изделий авиационной техники из этих сплавов.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие основные задачи:

- 1) Скорректировать методику рентгеновского количественного фазового анализа сплавов системы Al-Cu-Li применительно к промышленным сплавам Al-Cu-Li-Mg на основе измерения параметров решетки твердого раствора, рассчитать объемные эффекты при выделении (растворении) интерметаллидных фаз в сплавах разных систем легирования.
- 2) Исследовать влияние степени предварительной деформации (ПД) перед старением сплава системы Al-Cu-Li В-1461 на фазовый состав и механические свойства плит сплава толщиной 80 мм на различных стадиях трехступенчатого старения.
- 3) Выявить закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в сплавах Al-Cu-Li с различным соотношением Cu/Li и соответственно  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз на тонких листах сплавов 1441 и В-1469, предназначенных для использования в слоистых алюмокомпозитах (СИАЛак).
- 4) Исследовать распределение твердости, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений в различных зонах соединения листов сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием СТП.

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

1. Разработана методика количественного фазового анализа для сплавов системы Al-Cu-Li-Mg, с помощью которой установлено, что легирование 1 масс.% магния на 0,4% увеличивает долю интерметаллидных фаз, а также существенно увеличивает концентрацию магния в твердом растворе и период решетки (на  $\sim 0,004 \text{ \AA}$ ), эквивалентное снижению концентрации меди в нем на  $\sim 2\%$ , что необходимо учитывать при оптимизации составов современных алюминий-литиевых сплавов, которые в основном относятся к этой системе легирования.
2. Исследование влияния степени предварительной деформации (СПД) на упрочняющий эффект старения плит из сплава В-1461 показало, что упрочнение практически отсутствует при СПД в 1% и усиливается со степенью деформации, при этом максимальная интенсивность упрочнения соответствует СПД 4-10%, при которой количество  $T_1$ -фазы увеличилось от  $\sim 2$  до  $\sim 4\%$ , количество  $\delta'$ -фазы при этом практически не изменилось ( $\sim 18\%$ ), но увеличился размер ее частиц (от 7 до 19 нм), что обеспечивает дополнительный к увеличению  $T_1$ -фазы упрочняющий эффект.
3. Исследования различных зон сварного соединения из сплава В-1469, полученного СТП позволили найти объяснение эффекту разупрочнения материала сварного шва, который обусловлен уменьшением количества  $T_1$ -фазы от  $\sim 5\%$  до  $\sim 1\%$ , при этом увеличение доли  $\delta'$ -фазы от  $\sim 8\%$  до  $\sim 12\%$  не может компенсировать снижение количества  $T_1$ -фазы, поскольку последняя является значительно более сильным упрочнителем по сравнению с  $\delta'$ -фазой.
4. Впервые установлено, что для сплавов Al-Cu-Li характерны значительно более высокие значения объемных эффектов при выделении интерметаллидных фаз ( $\sim 1\%$  для  $T_1$ -фазы и  $\sim 0,1\%$  для  $\delta'$ -фазы), по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Li ( $\sim 0,12\%$  для  $S_1$ -фазы и  $\sim 0,01\%$  для  $\delta'$ -фазы), что необходимо учитывать при разработке новых сплавов.

**Практическая значимость** работы состоит в следующем:

1. Разработана новая методика количественного фазового анализа и на ее основе создана и зарегистрирована расчетная программа (№2016663886) для определения количества  $T_1$  и  $\delta'$ -фаз в сплавах системы Al-Cu-Li-Mg, что может быть эффективно использовано при разработке новых сплавов и оптимизации технологических режимов обработки уже существующих сплавов.
2. Исследования влияния холодной прокатки, предваряющей трехступенчатое старение плит из сплава В-1461 показали, что для устранения неоднородности свойств в плитах из сплавов Al-Cu-Li необходимо повысить степень предварительной деформации и ее однородность, заменив растяжение на 2-3% холодной прокаткой с обжатием не менее 5-6%.
3. Впервые для сплавов системы Al-Cu-Li сделана количественная оценка влияния отношения Cu/Li ( 2,9 для В-1469 и 0,8 для 1441) на фазовый состав и прочностные свойства сплавов и показано, что ~6%  $T_1$ -фазы в сплаве В-1461, на которые он превосходит 1441, дают значительно большее упрочнение (на 160-200 МПа) по сравнению с ~10%  $\delta'$ -фазы, на которые сплав 1441 превосходит сплав В-1469, что можно использовать для прогнозирования свойств Al-Cu-Li сплавов.
4. Показано, что формирование в фиксированных зонах СТП соединений пиковых остаточных напряжений обусловлено процессами выделения или растворения интерметаллидных фаз, что позволяет использовать обнаруженные закономерности для выявления наиболее эффективных способов оптимизации служебных свойств сварных соединений из сплавов системы Al-Cu-Li.

#### **Апробация работы.**

Материалы диссертационной работы доложены на XV международной научно-технической конференция «Управление качеством», XLII

международной молодёжной научной конференции, XLIII международной молодёжной научной конференция, XV международной научной конференции «Авиация и космонавтика». The 15th International Conference on Aluminum Alloys, China, Chongqing, 2016

**Публикации.** Основное содержание работы изложено в 12 научных работах, 5 из которых – в списке отечественных рецензируемых журналов, рекомендуемых ВАК, 3 зарегистрированные программы для ЭВМ. 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 169 страниц, включая 77 рисунков, 22 таблицы и список литературы из 141 наименования.



## **ГЛАВА 1. Сплавы al-cu-li: химический и фазовый состав, технологии, структура, свойства**

### ***1.1 Алюминий-литиевые сплавы в авиационном материаловедении***

В обзорах [1-6] рассмотрены общие вопросы, связанные с использованием сплавов системы Al-Li в авиационном материаловедении. В 1950-х годах в Alcoa разработали высокопрочный сплав 2020 (Al 4.5Cu 1.1Li 0.5Mn 0.2Cd) [7, 8]. Сплав 2020 был использован на самолетах ВМС США и прослужил более 20 лет без каких-либо документированных сбоях [9]. Алюминиевые литиевые сплавы привлекательны для аэрокосмических применений, поскольку они имеют меньшую плотность и более высокий модуль упругости по сравнению с традиционными алюминиевыми аэрокосмическими сплавами. Каждый весовой процент лития снижает плотность алюминия примерно на 3% и увеличивает модуль примерно на 6% [10]. Однако недостаточная пластичность 2020 сплава и проблемы с его производством препятствовали дальнейшему использованию, и он был снят с коммерческого производства в 1960-х годах.

В СССР в 60-е годы академиком Фридляндером [11] разработан сплав 01420, содержащий 2% Li, 5,5% Mg и 0,1% Zr, который на 10-12% легче 2024 и был запатентован в 1967 г. в ряде стран (Англия, Япония, Италия, Франция). Сплав показал высокую коррозионную стойкость, хорошую свариваемость, высокий модуль упругости и статическую прочность. Фридляндер (1992) также разработал модификацию 01420, содержащую скандий, сплав 01421. Скандий обладает более сильным эффектом в предотвращении рекристаллизации, чем Zr, Cr и Mn. Он способствует формированию тонкой субзеренной структуры в кованных полуфабрикатах и обеспечивает дополнительное упрочнение за счет образования стабильных дисперсоидов  $Al_3Sc$ . Его максимальная растворимость в алюминии в атомных % превышает Zr примерно в 1,7 раза (0,5 против 0,089 ат.%) и имеет примерно равную растворимость по массе (0,25 против 0,28 мас.%) [12]. Сплав 01420 является самым легким алюминиевым сплавом.

В 1970 году сплав использовался на самолетах с вертикальным взлетом, а также для резервуаров с жидким кислородом диаметром 4,5 м.

Современная программа разработки сплавов Al-Li, началась в конце 1970-х годов и была одной из крупнейших в истории разработки алюминиевых сплавов. Были проведены исследования для оценки того, какие улучшения свойств оказывают наибольшее влияние на весовую эффективность. Эти исследования показали, что снижение плотности дает наибольший эффект в снижение веса, по сравнению с повышением характеристик прочности и жесткости, а тем более характеристик вязкости разрушения материала [13] (рис. 1.1). В этой связи литий, как самый легкий металл, оказался наиболее перспективным для снижения плотности алюминия и соответственно снижения весовых характеристик. Алюминиевые производители также заинтересованы в разработке сплавов с низкой плотностью из-за конкуренции неметаллических композитов. Хотя неметаллические композиты с борным и углеродным волокна обладают значительным преимуществом по плотности по сравнению со всеми другими конструкционными материалами, используемыми в авиации, улучшение свойств алюминиевых сплавов представляется целесообразным из-за их относительно низкой стоимости и накопленного опыта проектирования и производства изделий из этих материалов.

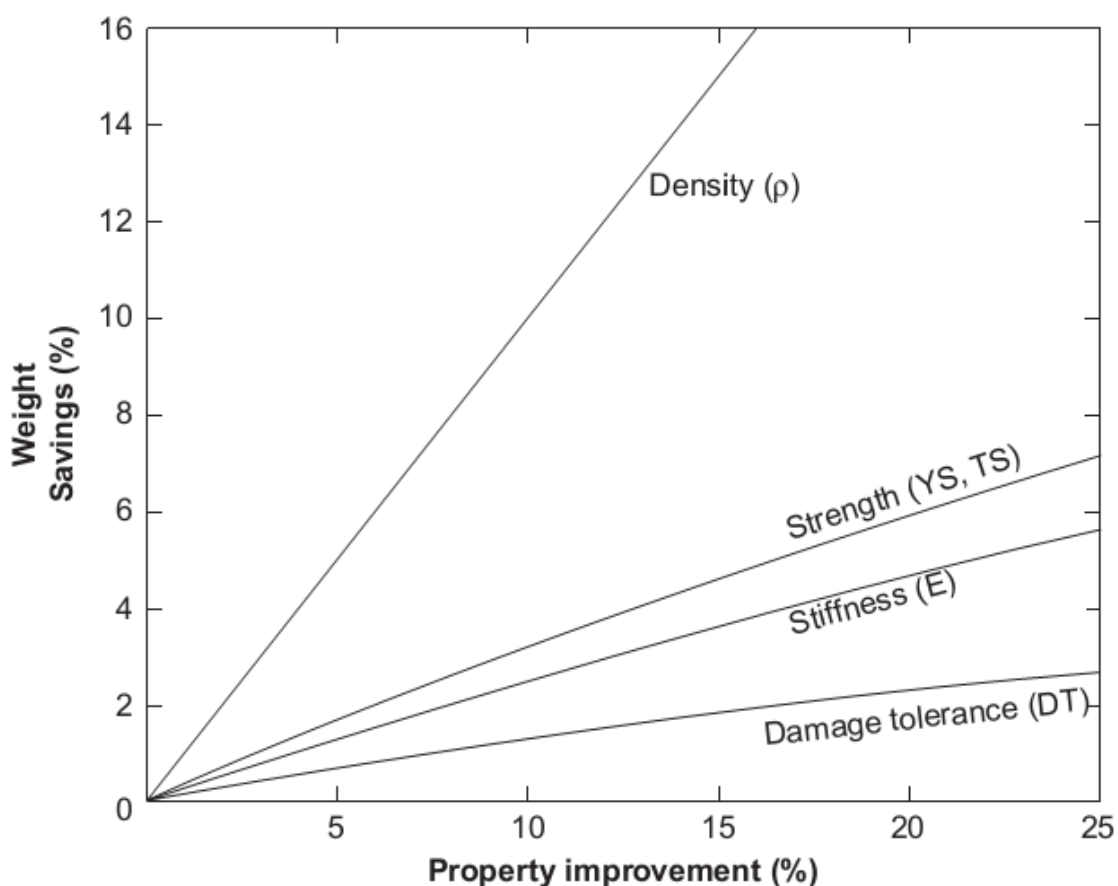


Рисунок 1.1 Снижение веса летательных аппаратов для различных вариантах повышения свойств [13].

В табл.1.1. показаны сплавы системы Al-Li второго поколения, которые создавались для того, чтобы заменить сплавы 7075-T6 и 2024-T3, широко используемые в авиационной технике. Эти сплавы содержали 2 и более % Li, около 2 и более % Cu, а также Mg и Zr для контроля размера зерна. Составы и значения плотности этих сплавов также приведены в табл.1.1

Таблица 1.1. Составы сплавов Al-Li 2-го поколения (Масс.%)

Сплав	Li	Cu	Mg				Плотность г/см <sup>3</sup>
2090	1,9-2,6	2,4-3,0	0,25	0,10	0,12	0,08-0,15	2,60
2091	1,7-2,3	1,8-2,5	1,1-1,9	0,2	0,30	0,04-0,10	2,58
8090	2,1-2,7	1,0-1,6	0,6-1,3	0,2	0,30	0,04-0,16	2,53
8091	2,4-2,8	1,8-2,2	0,5-1,2	0,3	0,5	0,08-0,16	2,54
8092	2,1-2,7	0,5-0,8	0,9-1,4	0,1	0,15	0,08-0,15	2,53
9192	2,3-2,9	0,4-0,7	0,9-1,4	0,1	0,15	0,08-0,15	2,51

Хотя разработки Al-Li сплавов начались в 70-е годы только с 1990-х годов созрело фундаментальное понимание этих сплавов, что позволило разработать семейство сплавов с отличным сочетанием инженерных свойств - сплавов Al-Li 3-го поколения. К числу разработок, которые сделали эти сплавы серьезными претендентами на многие аэрокосмические применения, относятся:

- (1) технологии производства массивных слитков и литья различных сплавов Al-Li с оптимальными составами;
- (2) усовершенствованная обработка давлением на основе моделирования технологических процессов;
- (3) режимы термической и термомеханической обработки обеспечивающие широкий диапазон микроструктур и комплекс механических свойств (прочность, вязкость разрушения, сопротивление усталостному разрушению и росту трещины)
- (4) производственные технологии и способы обработки, включающие новые методы сварки и сверхпластичную формовку (SPF).

Разработки сплавов Al-Li третьего поколения позволили получить выигрыш в плотности на 2- 8% по отношению к традиционным алюминиевым сплавам AA 2XXX Al-Cu и 7XXX Al-Zn-Mg-(Cu), что обеспечивает существенную экономию веса, которая дополняется эффектом от более высокой удельной жесткости и прочности и использованию более эффективных технологий, включая сварку лазерным лучом (LBW), сварку трением с перемешиванием (FSW) и SPF.

Алюминиевые сплавы третьего поколения находятся в жесткой конкуренции с традиционными алюминиевыми сплавами, композитами на основе углеродного волокна и металловолоконными ламинатами (FML) во всех аэрокосмических областях применения, особенно в транспортных воздушных средствах. Эта конкуренция включает в себя множество других факторов, помимо экономии веса

Некоторые из ранних сплавов Al-Li третьего поколения уже использовались в аэрокосмических структурах, включая гражданские и военные самолеты и космические аппараты (ракеты-носители). Примерами этого являются сплавы AA 2297 и AA 2397, которые использовались в Lockheed Martin F-16, а также для суперлегкого внешнего бака космического челнока [14].

Как уже было показано (рис.1.1) для повышения эффективности аэрокосмических объектов помимо инженерных свойств очень важна плотность материала ( $\rho$ ). Это видно из количественной оценки весовой эффективности, потенциально достижимой в результате улучшения свойств [13]. Снижение плотности - самый эффективный способ экономии веса. Далее следуют увеличения прочности и жесткости, которые сочетаются с уменьшенной плотностью, чтобы улучшить удельные показатели прочности и жесткости. Наконец, улучшения в свойствах устойчивости к повреждаемости (DT), имеют наименьший потенциал для экономии веса.

Более низкая плотность была одной из основных причин для разработки сплавов Al Li второго поколения. Цель заключалась в том, чтобы получить сплавы на 8-10% легче (и более жесткие), чем эквивалентные традиционные алюминиевые сплавы, путем добавления примерно 2 мас.% лития. Эта цель была достигнута, но впоследствии было установлено, что содержание лития в 2 мас.% или более сопряжено с рядом недостатков, таких как тенденция к формированию сильной анизотропии механических свойств, низкой пластичности и вязкости разрушения в коротком поперечном направлении, а также к снижению ударной вязкости вследствие термической нестабильности [15, 16].

Обнаруженное негативное влияние повышенного содержания лития на свойства стимулировало его снижение в сплавах третьего поколения и соответственно с более высокой плотностью, таблица 1.2. Эти плотности оказались всего на 2-8% меньше, чем в традиционных сплавах AA 2XXX (2,77-2,80 г/см<sup>3</sup>) и сплавов AA 7XXX (2,80-2,85 г/см<sup>3</sup>). Однако даже

преимущество в 2% по плотности, которое трансформируется в прямую экономию веса в 2% (рис.1.1), может оказаться существенным для аэрокосмических конструкций, особенно ракет-носителей, спутников и вертолетов.

Таблица 1.2 Показатели повышения удельной жесткости Al-Li сплавов 3-го поколения по отношению к традиционным алюминиевым сплавам

Группа сплавов	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Удельная жесткость ГПа/ (г/см <sup>3</sup> )	Уд.сопр.смятию ГПа <sup>1/3</sup> / (г/см <sup>3</sup> )	Среднее улучшение для Al-Li 3-го поколения	
				Уд. жесткость	Уд.сопр смятию
2XXX(Al-Mg)	2,77-2,80	26.1-27.1	1.48-1.52	+13%	+8%
7XXX(Al-Zn-Mg- Cu)	2,80-2,85	25.9-26.4	1.46-1.50	+15%	+9,5%
3-е поколение Al-Li сплавов	2,63-2,71	28.9-31.2	1.58-1.65		

Удельная жесткость является очень важным параметром при конструировании летательных средств. Удельная жесткость  $E/\rho$  важна для обшивки нижних крыльев, Рис.1.2, лонжеронов, ребер и каркаса, а удельное сопротивление выпучиванию,  $E^{1/3}/\rho$ , важно для обшивки верхнего крыла и фюзеляжа.



Рисунок 1.2 Требования к инженерным свойствам для основных конструктивных элементов в транспортном самолете: **ПТС**, предел текучести при сжатии; **Е**, модуль упругости; **ПР**, прочность на растяжение; **ХТС**, характеристики трещиностойкости (усталость, рост усталостной трещины, вязкость разрушения); **КС**, коррозионная стойкость [4]

Удельные жесткости алюминиевых сплавов синергетически повышаются за счет добавления лития, которое уменьшает плотность и увеличивает модуль упругости. Это показано в таблице 1.2 для сплавов Al-Li третьего поколения. Значения в таблице были получены из плотностей и модулей упругости сжатия для различных сплавов и продуктов, включая сплавы Al-Li AA 2050, 2098, 2099, 2195, 2196, 2198, 2297 и 2397. Это обуславливает более высокую экономию веса, 8-15%, чем дает только эффект снижения плотности (2-8%, табл.15.2).

На рис. 1.3 сравниваются удельные жесткости сплавов Al-Li третьего поколения с удельными жесткостями сплавов AA 2XXX и 7XXX, а также с композитами из углеродного волокна с высокой плотностью волокон (армированные углеродным волокном пластмассы, CFRP). Удельная жесткость алюминиевых сплавов составляет только 25% от величины удельной жесткости однонаправленных композитов в направлении волокна.

(рисунок 1.3А). Тем не менее, существует сильная зависимость жесткости CFRP от количества волокон, ориентированных в направлении испытания. Это связано с высокой анизотропией волокнистых композитов, жесткость которых имеет очень низкую величину в направлении нормальном волокну.

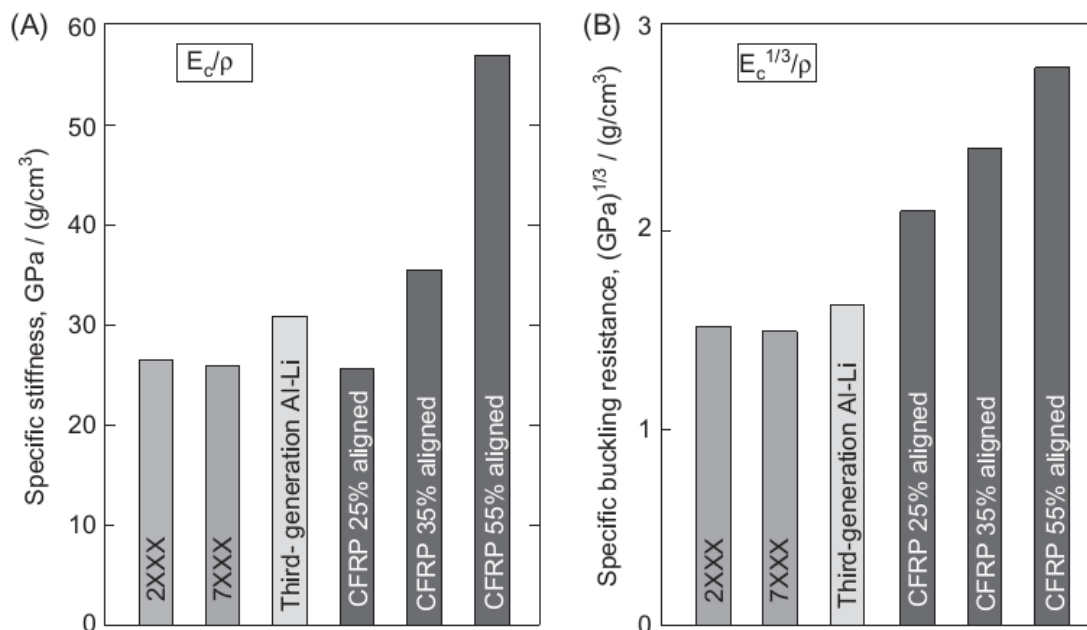


Рисунок 1.3. Сопоставление величин удельной жесткости (А) и удельного сопротивления выпучиванию (В) для сплавов Al-Li третьего поколения, традиционных алюминиевых сплавов и волокнистых углепластиков (CFRP) с различной долей ориентированных в направлении испытания волокон:.,  $E_c$ =упругий модуль сжатия,  $\rho$  = плотность [17].

Видно, что алюминиевые сплавы не могут соответствовать очень высокой удельной жесткости CFRP, когда они имеют высокий процент ориентированных волокон. На практике компоненты CFRP собираются из слоев с различной ориентацией волокон. Кроме того, большинство конструкций самолетов подвергаются многонаправленным нагрузкам и поэтому предпочтительно иметь дело с изотропным материалом. Кстати, это один из основных факторов, почему сплавы Al-Li второго поколения были заменены сплавами третьего поколения, которые характеризуются меньшей анизотропией свойств по сравнению со сплавами 2-го поколения.. Для



компонентов CFRP требование получения механической изотропии означает, что количество волокон, выровненных в основном направлении загрузки, будет ~ 25% [18], что является самым низким значением на рис.1.3. С другой стороны, если изотропность механических свойств не требуется, слои CFRP компонента могут быть «адаптированы» для преимущественного выравнивания некоторых или большинства волокон в основном направлении нагрузки, что увеличивает конструкционную эффективность.

Существует ряд современных структурных концепций, подходящих для сплавов Al-Li, которые могут снизить потенциал преимущества CFRP [4]. Это LBW (сварка лазерным лучом - СЛЛ), FSW (сварка трением с перемешиванием - СТП) и SPF (сверхпластическая формовка -СПФ):

1. LBW имеет наибольший потенциал для изготовления панелей фюзеляжа самолетов, поскольку эта технология сварки характеризуется низким уровнем тепловложения, узким сварным швом, высокой скоростью процесса и может быть полностью автоматизирована [19-21]. С 2001 года с использованием LBW были изготовлены панели фюзеляжа из сплавов AA 6XXX для самолетов A318, A340 и A380. Работа в этом направлении ведется на сплавах Al-Li третьего поколения AA 2196 и 2198 [20, 22] в рамках Европейской программы исследований в области авиации «Чистое небо». Фирма Alcoa также изучает возможность использования LBW для панелей фюзеляжа сплава Al-Li.

2. FSW: Эта технология сварки предпочтительна для соединений деталей простой геометрии, особенно стыковых соединений, и требует специальных систем зажима [23]. Пионерская работа в этой области была выполнена на больших криогенных баках из сплава Al-Li AA 2195 от Lockheed Martin Michoud [24]. Кроме того [4], FSW использовалась для:

(1) сварки интегральных жестких панелей в рамках всестороннего исследования инновационных структурных концепций [25] ,

(2) продольных швах в панелях фюзеляжа из AA 2024 для делового самолета Eclipse 500

(3) для деталей Airbus и Embraer,

(4) соединения компонентов Al-Li модуля Creon Orion, включая финальный кольцевой сварной шов 11,3 м, соединяющий узел переднего конуса и туннель экипажа с кормовой сборкой,

(5) изготовления из Al-Li сплава AA 2198 корпусов первой и второй ступени SpaceX Falcon 9 [26, 27] .

3. SPF: Al-Li и другие алюминиевые сплавы могут пройти специальную обработку для измельчения микроструктуры и за этот счет приобрести сверхпластичные свойства. Однако процесс SPF требует низких скоростей формования и лучше всего подходит для производства деталей сложной формы из листового металла и поэтому имеет достаточно узкую область применения.

В заключение раздела следует подчеркнуть, что сплавы системы Al-Li несмотря на более высокую цену и некоторые технологические сложности имеют большие перспективы для изделий аэрокосмической техники благодаря своим явным преимуществам в плане весовой эффективности, прежде всего это относится к удельной жесткости на сжатие, табл.1.3. Интересно отметить, что сплавы системы 7XXX на протяжении последних десятилетий неуклонно повышали свои удельные прочностные характеристики (рис.1.4), однако при этом удельная жесткость не росла, а даже несколько снижалась. Объяснить это легко, поскольку упрочнение достигается за счет модифицирования технологии и состава, при этом технология влияет только на структурный фактор, который не меняет модуль упругости, а состав, судя по результату увеличивал плотность, что снижало удельный модуль. Только использование сплава Al-Li позволило заметно повысить удельную прочность за счет снижения плотности и сильно повысить величину удельного модуля, рис.1.4, за счет одновременного снижения плотности и повышения самого модуля упругости.

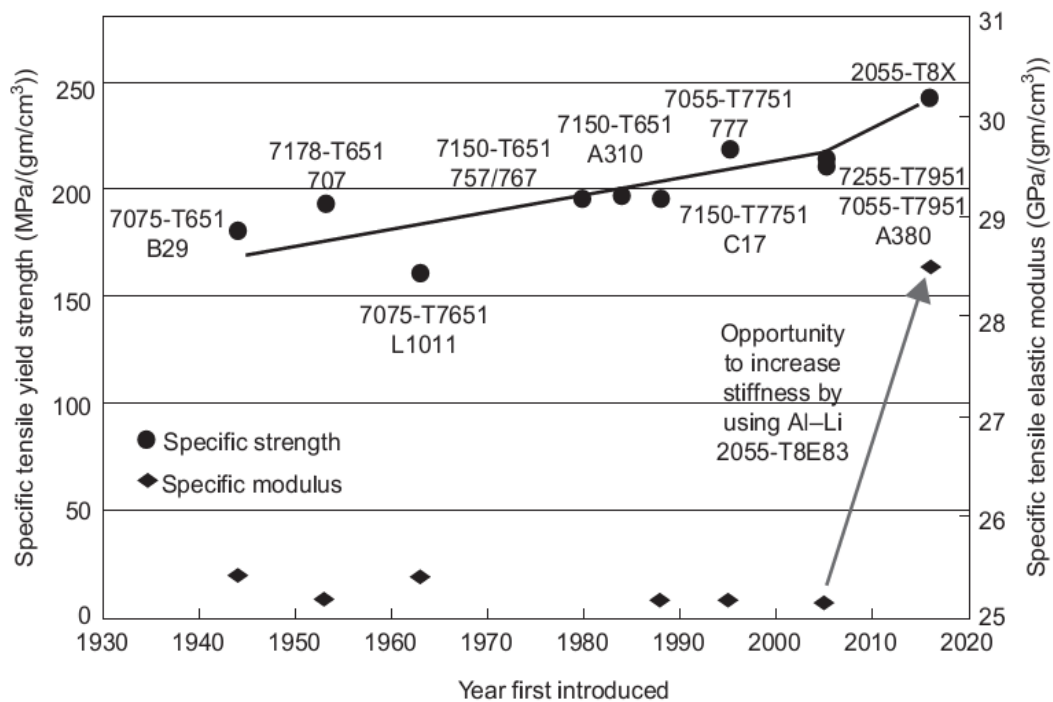


Рисунок 1.4 Удельные величины предела текучести и модуля упругости для высокопрочных листовых изделий полуфабрикатов АА 7XXX и нового сплава Al-Li АА 2055-T8X [28].

Таблица 1.3 Сопоставление характеристик плотности и жесткости сплавов 3-го поколения и традиционного сплава 2219

Сплав	Текущее или предполагаемое применение	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Модуль Юнга при сжатии, ГПа	Удельный модуль Юнга, ГПа/(г/см <sup>3</sup> )
2219-T851	Ariane V, SLS	2.85	74.5	26.1
2050-T84	Толстая плита: Orion, SLS	2.70	77.9	28.85
2098-T82	Листы и тонкие пластины: Falcon 9	2.70	79.0	29.3
2195-T82	Пластины сечения от тонкого до среднего	2.71	78.6	29.0
2297-T87	Толстые плиты, SLS	2.65	77.2	29.1
2055-T8X	-	2.70	78.5	29.1
2099-T86	-	2.63	79.3	30.15

На рис.1.5 показаны конструктивные элементы планера и указаны использованные при этом материалы. Видно, что доля сплавов Al-Li достаточно весома, при этом нужно учитывать, что в ближайшей перспективе эти сплавы могут заменить традиционные сплавы 2024 и 2219 в качестве основного металлического компонента GLARE опять же с целью повышения величины модуля Юнга, низкая величина которого является одним из немногих недостатков этого перспективного слоистого композита.



Рисунок 1.5 Современные материалы и технологии в основных зонах конструкции Airbus A380: LBW – сварка лазерным лучом; CFRP – углепластик; GLAR – слоистый алюмокомпозит (СИАЛ) [4]

## 1.2. Влияние процессов выделения интерметаллидных фаз на механические свойства сплавов с литием

В обзорах [1, 5, 29, 30] рассмотрены вопросы выделения интерметаллидных фаз в процессах термической и термомеханической обработок, а также влияние этих процессов на свойства сплавов Al-Li. На рис.1.6 приведена двойная диаграмма состояния Al-Li и обобщенные в [31] данные о границе растворимости лития в алюминии.

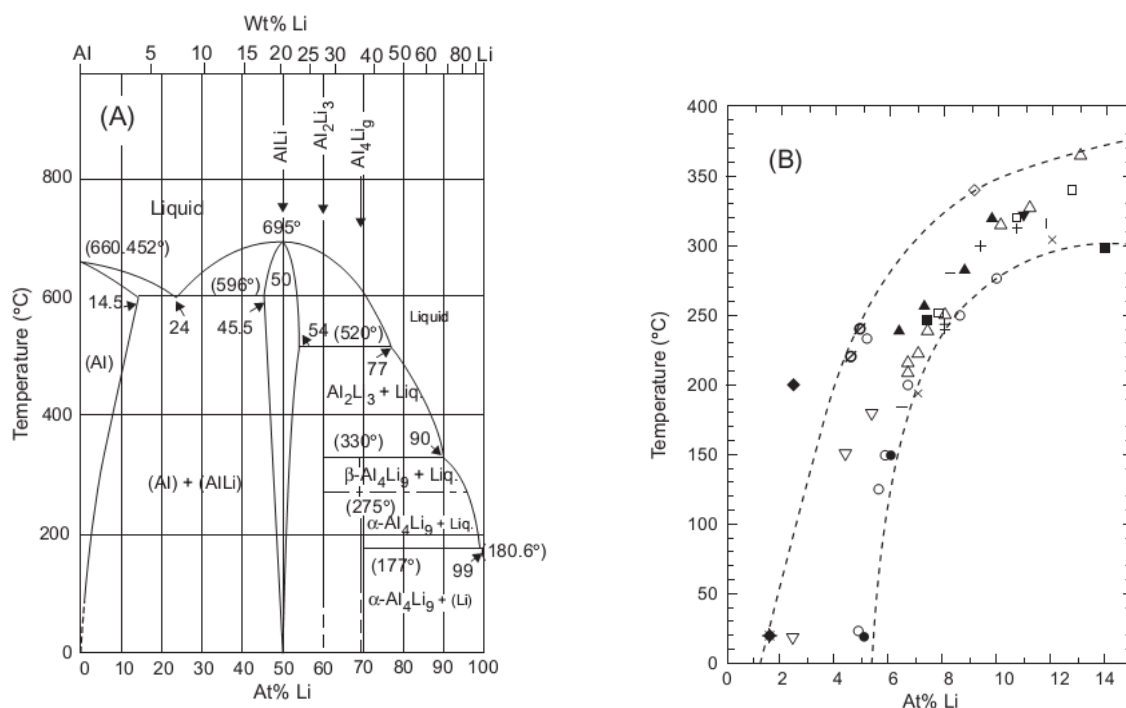


Рисунок 1.6 Двойная диаграмма Al-Li (A) и (B)  $\alpha$ - $\delta'$  линия ограниченной растворимости по данным нескольких исследователей, обобщенными в [31].

Следует подчеркнуть, что в двойных и многокомпонентных сплавах на основе системы Al-Li основной литий содержащей фазой является метастабильная  $\delta'$ -фаза, имеющая кубическую  $L1_2$  структуру ( $a = 0.401$  нм). Ориентационные соотношения с Al матрицей:  $(100)_{\delta'}/(100)_{Al}$ ,  $[100]_{\delta'}/[100]_{Al}$ .

На рис.1.7, показана схема выделения интерметаллидных фаз в сплавах Al-Cu-Li-X [5], а на рис.1.8 электронномикроскопические снимки этих фаз. Особенно много исследований посвящено системе Al-Cu-Li [32-41]. В этих сплавах присутствуют две медьсодержащие фазы  $T_1$  и  $\theta'$ -фаза. Фаза  $T_1$  имеет

гексагональную решетку (Пр.гр.  $R\bar{6}/mmm$ ,  $a = 0.496$  нм,  $c = 0.935$  нм), ориентационные соотношения:  $(001)_{T1} // (111)_{Al}$ ,  $[110]_{T1} // [110]_{Al}$ . Метастабильная  $\theta'$ -фаза имеет тетрагональную решетку ( $a=0,404$ ;  $c=0,58$  нм), ориентационные соотношения:  $(001)_{\theta'} // (001)_{Al}$ ,  $[100]_{\theta'} // [100]_{Al}$ . Могут присутствовать также  $T_2$  ( $Al_6CuLi$ ) фаза с кубической ( $a=1,3914$  нм) решеткой и в магнийсодержащих сплавах  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) фаза с орторомбической решеткой ( $a=0,401$ ;  $b=0,925$  и  $c=0,715$  нм).

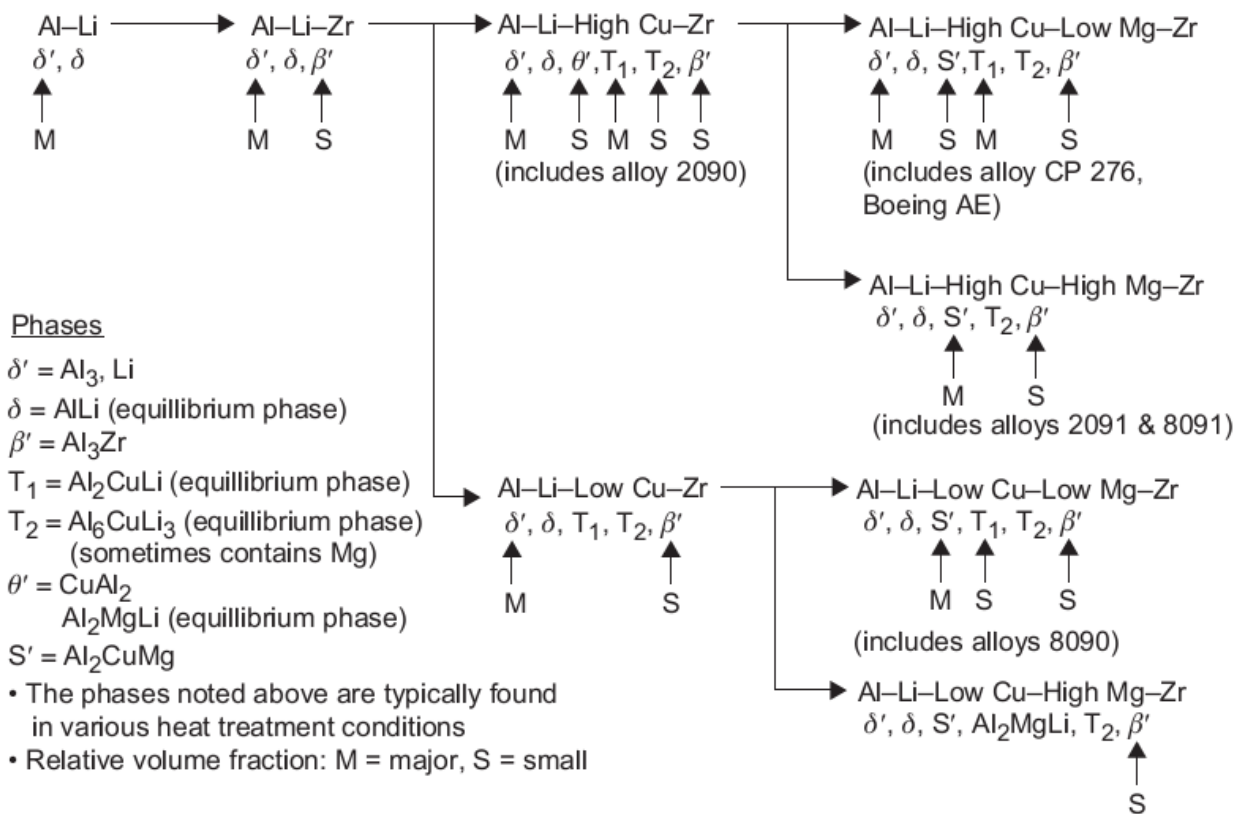
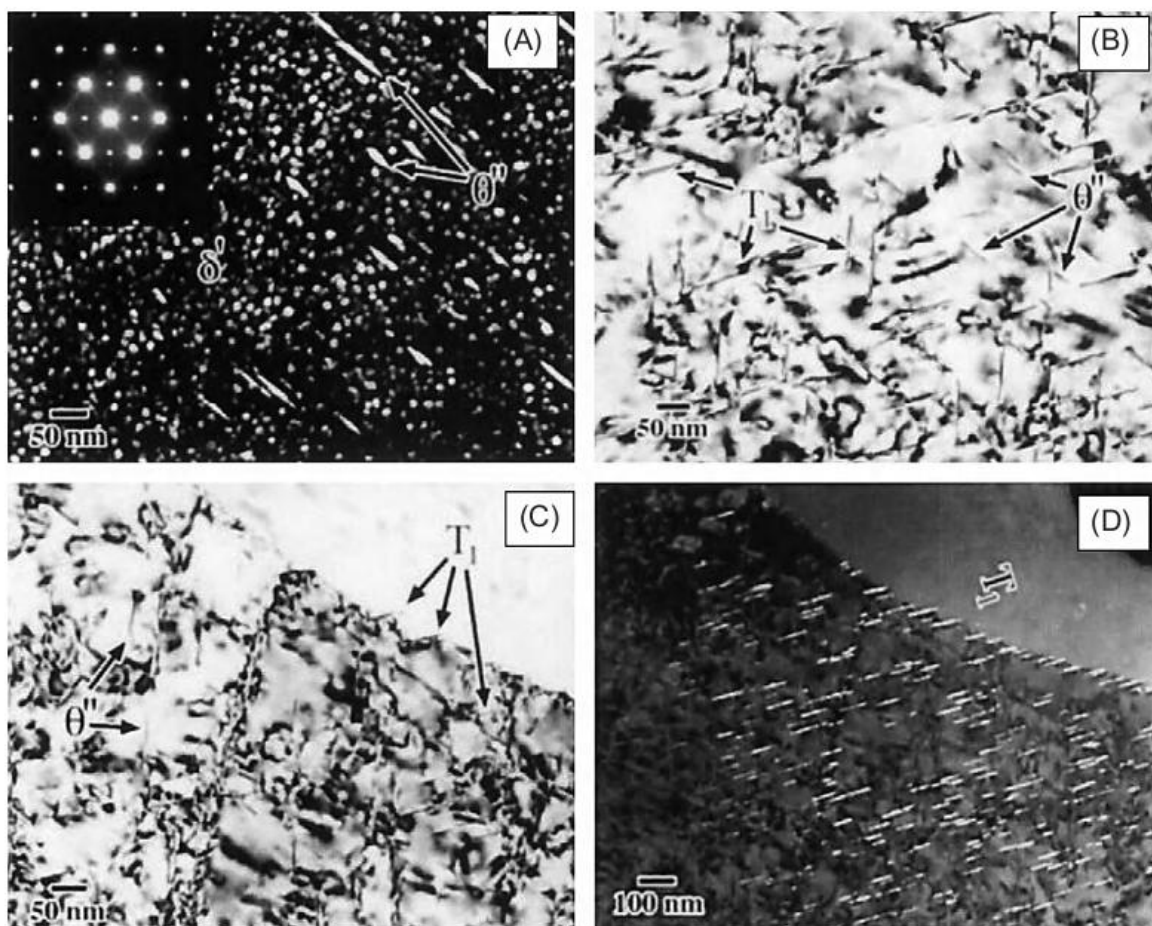


Рисунок 1.7 Схема фазовых превращений в сплавах Al-Li-X: указанные выше фазы являются типичными фазами, обнаруженными при различных режимах термообработки; M=основная фаза; S = второстепенная фаза [5]



**FIGURE 1.6** Micrographs showing the complexity of precipitation in Al–Cu–Li–X alloys: (A)  $\delta'$ , (B)  $\theta'$ , and (C and D)  $T_1$  precipitates.

Рисунок 1.8 Микрофотографии, демонстрирующие сложный характер выделений в сплавах Al-Cu-Li-X сплавах: (A)  $\delta'$ -фаза; (B)  $\theta'$ -фаза; (C и D)  $T_1$ -фаза [5]

Упрочняющий эффект упрочняемых старением сплавов Al-Li-Cu-X зависит от способности различных выделений противостоять движению дислокаций в процессе деформации. Все вышеупомянутые упрочняемые старением частицы оказывают сопротивление определенного вида на скользящие дислокации и, таким образом, способствует упрочнению. Эффективность этих выделений при упрочнении зависит от типа, размера, морфология, расстояния между частицами, распределения в объеме, когерентности, наличия порядка, объемной доли и величины плотности, а также от способа преодоления их дислокациями (перерезание или огибание). Скользящие дислокации либо перерезают, либо обходят упрочняемые

старением частицы, которые играют критическую роль в общем поведении сплавов при деформации. Перерезаемые частицы способствует грубому планарному скольжению из-за локального разупрочнения из-за уменьшенного поперечного сечения частиц.

Моделирование [42] показало, что упрочняющий эффект выделений из матрицы усиливается за счет наличия двух типов пластинчатых выделений с  $\{111\}$  и  $\{100\}$  плоскостями габитуса. В количественных экспериментах по влиянию растяжки на объемные доли  $T_1$  и  $\theta''/\theta'$  (выделения в сплаве Al-2.7Cu-1.8Li-0.6Zr-0.3Mg-0.3Mn-0.08Zn) [43] показано, что величина деформации перед старением существенно влияет на конкуренцию выделений из матрицы. Разница в  $\Delta G_v$  для двух выделяющихся фаз и аккомодация  $\{111\}$  – сдвиговой деформации для  $T_1$  по сравнению с аналогичной величиной для  $\theta'$  способствует преимущественному зарождению  $T_1$  на дислокациях.

На рис. 1.9 и 1.10 показано влияние предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li. Эти результаты обобщены в табл. 1.4, где приведены данные об относительной плотности, диаметрах частиц и объемных долях  $T_1$  до  $\theta'$  для различных степеней деформации перед старением, а в табл.1.5 приведены соответствующие значения механических свойств. Таким образом, для данной обработки старением на сплаве Al-Cu-Li-X относительные количества двух Cu-содержащих упрочняющих фаз могут варьироваться с помощью изменения степени деформации перед старением.



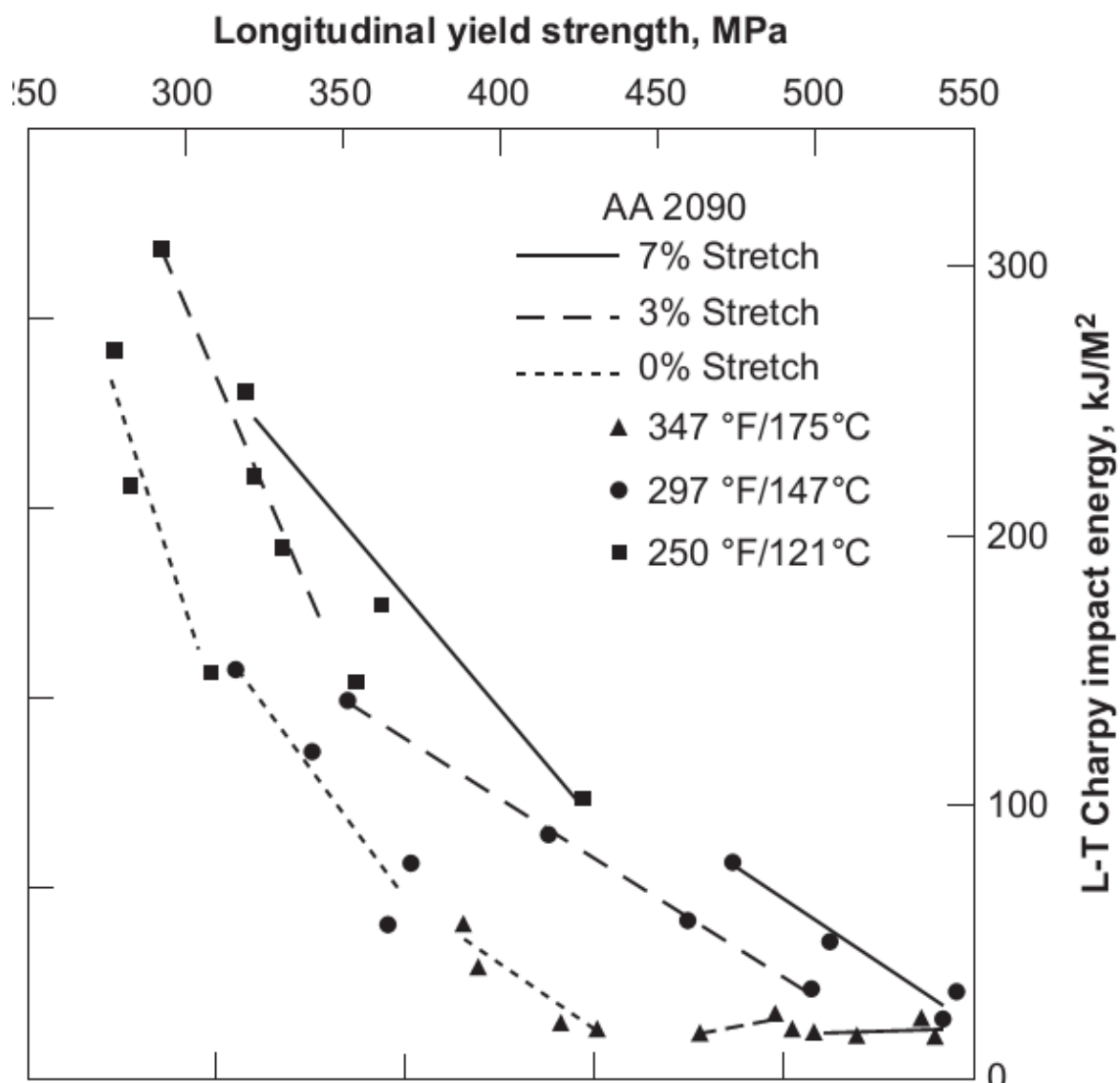


Рисунок 1.9. Влияние растяжки и времени старения на соотношение прочности и вязкости сплава 2090: Предел текучести в долевом направлении, МПа; L-T Ударная вязкость Шарпи, кДж/м<sup>2</sup>

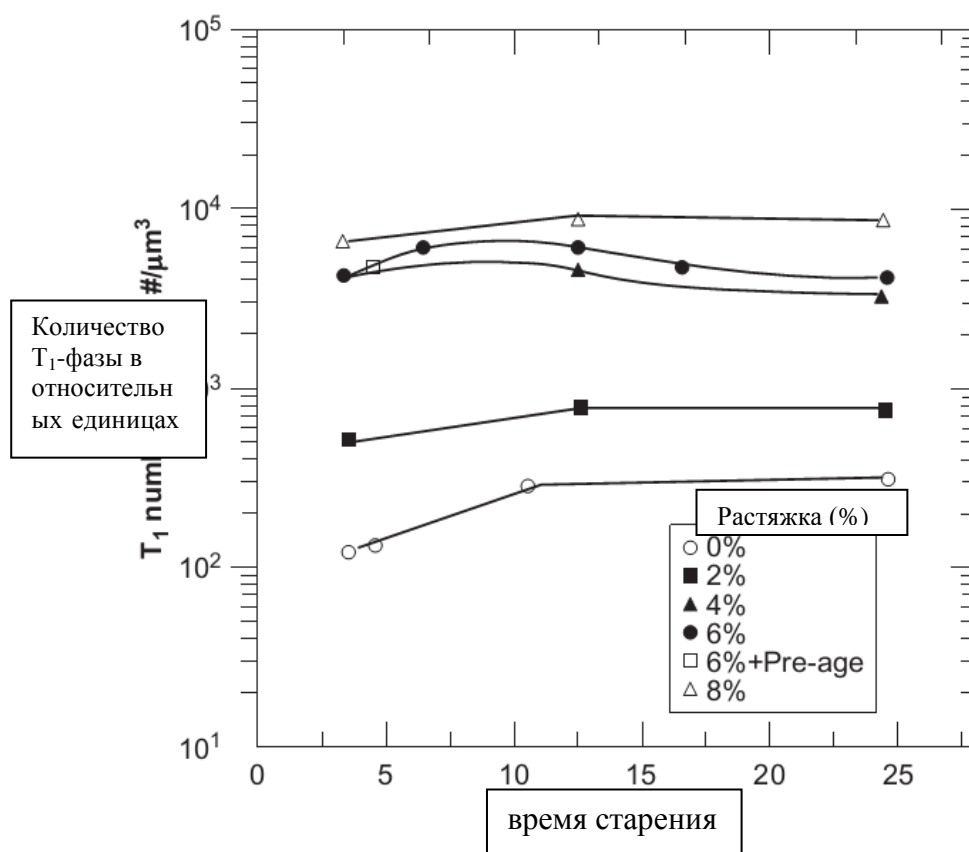


Рисунок 1.10 Влияние холодной деформации перед старением (растяжки) на количество и прочность сплава Al-2.4Li-2.4Cu-0.18Zr

Таблица 1.4 Количество фаз в сплаве Al-Cu-Li-X, выделившихся при старении 150<sup>0</sup>С, 24 час.

Вид анализа	% хол.деф.	T <sub>1</sub>	Станд. Откл.	Θ'	Станд. Откл.	δ'	Станд. Откл.
Число частиц, мкм <sup>3</sup>	0	286	50	6277	1023	15030	5677
	4	916	280	494	383	15691	866
	8	3035	184	176	106	12585	638
Размер частиц, нм	0	65	2,2	34	0,9	12	2,0
	4	80	5	63	8,4	12	1,7
	8	50	4,6	38	3,9	12	1,9
Объемная фракция, %	0	0,52	0,17	1,14	0,14	11	2,25
	4	2,23	0,23	0,54	0,27	11	1,63
	8	2,84	1,0	0,07	0,04	10	1,5

Таблица 1.5 Свойства на растяжение сплава Al-Cu-Li-X после старения 150<sup>0</sup>C, 24 час.

	% хол.деф.	$\sigma_{0,2}$ МПа	Станд.откл.	$\sigma_B$ МПа	Станд.откл.	$\delta$ , %	Станд.откл.
Закалка в воду (250 <sup>0</sup> C/сек)	0	324	12,6	434	12,8	12,9	1,2
	2	415	9,8	473	15,3	10,3	0,9
	4	471	7,0	513	1,5	10,4	0,6
	6	488	15,5	519	12,8	9,9	0,6
	8	506	19,6	531	21,1	10,6	1,5

### 1.3 Слоистые алюмостеклопластики (СИАЛы) в авиации

Значительную перспективу в использовании новых материалов в авиации связывают со слоистыми алюмостеклопластками –СИАЛами (GLARE), которые отличает от алюминиевых сплавов пониженная на 10-15% плотность (2,4 г/см<sup>3</sup>), высокая прочность ( $\sigma_B > 600$  МПа) и уникальные показатели СРТУ и жаростойкости [44-52], рис.1.11. Использование СИАЛов в обшивке аэробуса А-380 позволило снизить вес более чем на 500 кг.

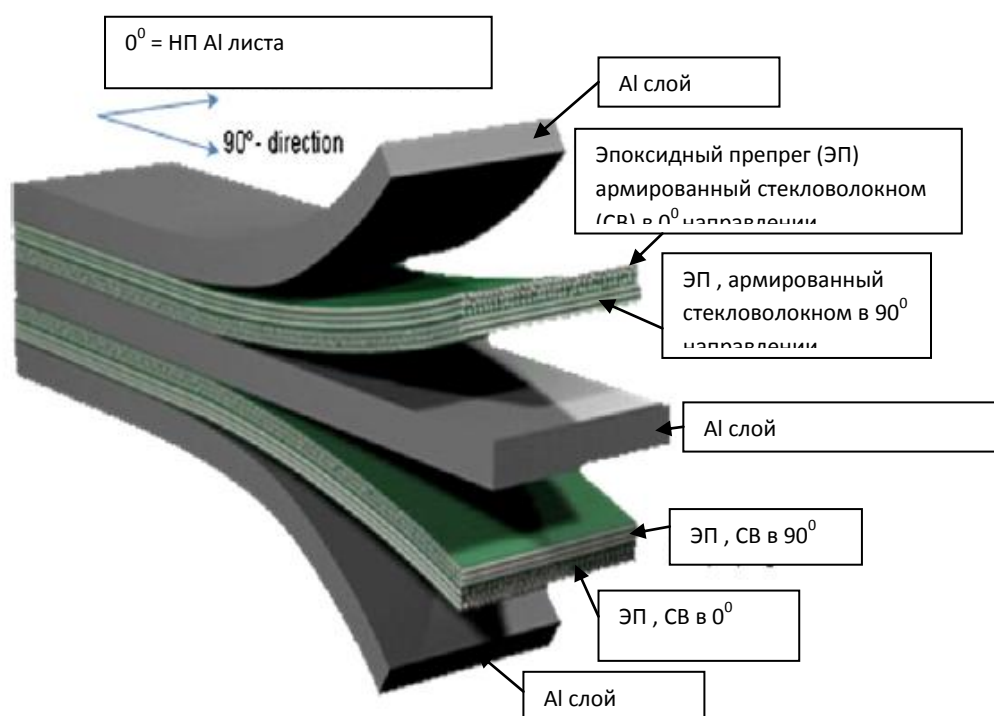


Рисунок 1.11. Вид СИАЛа

В табл.1.6 приведены характеристики различных сортов СИАЛов и их обозначения, а в табл.1.7 свойства компонентов СИАЛов [44-46].

Таблица 1.6 Стандартные сорта СИАЛов

Сорт СИАЛа	Подвид	Толщина листа (мм) и обозначение сплава	Ориентация препрега <sup>а)</sup> в каждом пакете <sup>б)</sup>	Преимущественные характеристики
Glare 1	-	0,3-0,4 7475-T761	0/0	Усталость, прочность,

				предел текучести
Glare 2	Glare 2A	0,2-0,5 2024-T3	0/0	Усталость, прочность
	Glare 2B	0,2-0,5 2024-T3	90/90	Усталость, прочность
Glare 3	-	0,2-0,5 2024-T3	0/90	Усталость, ударостойкость
Glare 4	Glare 4A	0,2-0,5 2024-T3	0/90/0	Усталость, прочность в 0° направлении
	Glare 4B	0,2-0,5 2024-T3	90/0/90	Усталость, прочность в 90° направлении
Glare 5	-	0,2-0,5 2024-T3	0/90/90/0	Ударостойкость
Glare 6	Glare 6A	0,2-0,5 2024-T3	+45/-45	Сдвиг, свойства в диагональном направлении
	Glare 6B	0,2-0,5 2024-T3	-45/+45	Сдвиг, свойства в диагональном направлении

<sup>a)</sup> Все направления алюминиевых листов одинаковые, направление прокатки обозначается 0°, а поперечное – 90°; <sup>б)</sup> Число ориентаций в этой колонке равно количеству слоев препрега (каждый номинально толщиной 0,133 мм) в каждом пакете.

Таблица 1.7 Свойства компонентов СИАЛа

Properties	Symbol	UD S2-glass/FM94[21]	AA2024-T3
Young's modulus (GPa)	$E_{11}$	50.6	72.4
	$E_{22}$	9.4	72.4
Shear modulus (GPa)	$G_{12}$	5.55	27.6
Yield strength (MPa)	$\sigma_{0.2}$	-	345
Ultimate strength (MPa)	$\sigma_{ult}$	2640	480
Poisson's modulus (-)	$\nu_{12}$	0.33	0.33
Elongation at break (%)	$\epsilon_{break}$	4.5	15-18
Coeff. thermal expansion (-)	$\alpha$	$5.6 \times 10^{-6}$	$25 \times 10^{-6}$
Density (g/cm <sup>3</sup> )	$\rho$	1.98	2.78

Сложная комплексная технология изготовления СИАЛов требует для контроля качества продукта различных методов испытания и контроля. На рис. 1.12 приведена установка для усталостных испытаний СИАЛов, а на рис. 1.13 показано испытание для определения характеристики угла раскрытия в вершине трещины (СТОА - crack-tip-opening angle).

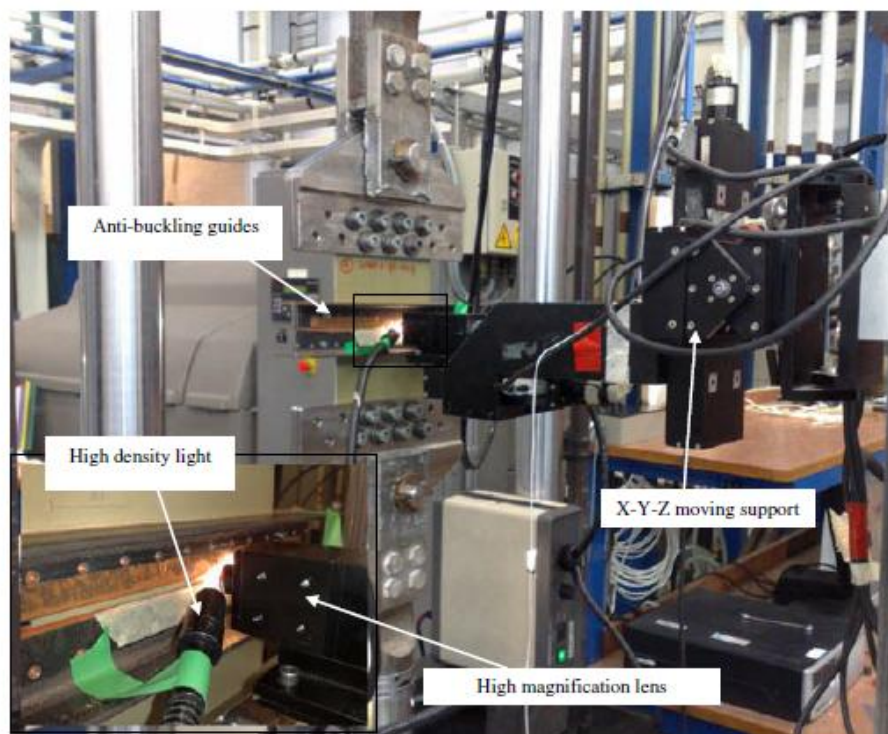


Рисунок 1.12. Оборудование для усталостных испытаний СИАЛов

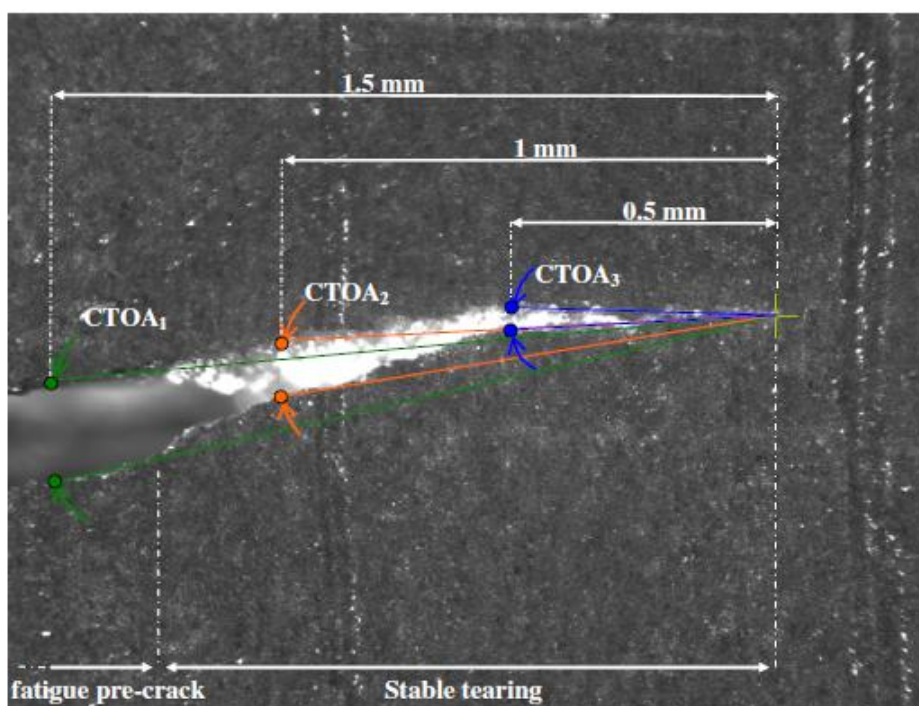


Рисунок 1.13. Пример испытания для определения характеристики угла раскрытия в вершине трещины (СТОА - crack-tip-opening angle)

Одним из важнейших преимуществ СИАЛов по сравнению с металлическими материалами является высокое сопротивление росту

усталостной трещины. По этой причине большое внимание уделяется моделированию этого процесса [47-52]. Наряду со многими достоинствами СИАЛа этот материал обладает некоторыми недостатками, такими как влагопоглощение [53-56], а также пониженным по сравнению с алюминиевыми сплавами модулем упругости, табл.1.8

Таблица 1.8 Упругие свойства СИАЛа и эпоксистекловолокнистого композита [53]

Материал	Обемн. Доля	Исходные данные				Расчет (эксперимент)		
		$E_x$	$E_y$	$G_{12}$	$\nu_{12}$	$E_x$	$E_y$	$\nu_{12}$
	(%)	ГПа				ГПа		
Эпокс.смола	40	5	5	1,85	0,3	-	-	-
Стекл.волокно	60	72,0	72,0	28,8	0,14	-	-	-
2024-T3	57	72,4	72,4	28,0	0,33	-	-	-
СВ/Э	43	-	-	-	-	30,6(27,4)	30,6(27,4)	0,38
СИАЛ	100	-	-	-	-	54,8(57,3)	54,8(57,3)	0,25

Значительное количество исследований СИАЛов как и других композиционных материалов посвящено определению их механических и упругих характеристик, в том числе в условиях сложнапряженного состояния. Это обусловлено сильной анизотропией СИАЛов, высокой чувствительностью их свойств к параметрам технологии и наличием сложных корреляций их механических свойств со структурными и геометрическими параметрами. Одним из важных направлений исследований также является развитие неразрушающих методов контроля качества СИАЛов. Без создания таких методов их использование в ответственных компонентах самолетов было бы невозможно, поскольку в большинстве случаев сам материал и деталь из него изготавливаются одновременно и отдельное испытание материала не может быть осуществлено.

При описании свойств КМ используют микромеханические и макромеханические (феноменологические) подходы. Первые описывают

свойства композитов на основе индивидуальных характеристик матрицы и армирующих компонентов, структуры поверхности раздела с учетом различия упругих модулей, коэффициентов теплового расширения, а также их химического взаимодействия. Микромеханические подходы позволяют установить корреляции между характеристиками компонентов, параметрами технологии и свойствами СИАЛови тем самым указывают пути оптимизации отбора компонентов и технологических процессов. Наиболее популярным количественным представлением упругих и прочностных свойств КМ является правило смесей.

Следует указать, что для КМ упругие характеристики играют большую роль, чем для монолитных материалов, поскольку их величина в значительной степени определяется потерей устойчивости на границе раздела и в этом смысле величину упругих модулей можно отнести не к физическим, а механическим свойствам. Значительные различия прочностных и пластических свойств матрицы и армирующего компонента, а также энергии границы раздела приводит к существенному отклонению экспериментальных зависимостей прочности от объемной доли армирующего компонента. Экспериментальные величины заключены между верхней и нижней границами, вычисленными по правилу смесей при условии равной деформации компонентов (верхняя граница) и равных напряжений (нижняя граница).

Следует отметить важное обстоятельство, связанное с результатами моделирования упругих характеристик СИАЛов. Если использовать для СВ/Э композита правило аддитивности, то исходя из данных табл.1.8 (объемная доля эпоксидного наполнителя 40% и модуль 5ГПа, а модуль стекловолокна 72 ГПа) получим, что модуль Юнга СВ/Э композита будет равен 45,2 ГПа. Тем не менее, микромеханический расчет дает 30,6 ГПа, а эксперимент 27,4 ГПа. Это является следствием того, что в отличие от эпоксидной смолы и алюминия стекловолокно обладает сильной анизотропией и модуль Юнга в нормальном оси волокна направлении



значительно ниже [53] (табл.1.8). Из этого следует важный вывод о том, что увеличение модуля Юнга волокна менее эффективно по сравнению с увеличением модуля металлического компонента, в данном случае алюминия. Даже в случае использования самого эффективного для обечаек строения СИАЛа (два слоя с параллельными и один с перпендикулярными волокнами) увеличение осевого модуля на 10% будет соответствовать увеличению модуля металла всего на 3%.

Поэтому самым эффективным способом повышения модуля упругости СИАЛов является увеличение модуля упругости металлического компонента. Для решения этой проблемы ФГУП ВИАМ предложил новый класс СИАЛов на базе алюминий-литиевых сплавов, что позволило на 8-10% повысить модуль упругости и на 5-7% снизить плотность [59-64].

#### 1.4 Количественный фазовый анализ

В работах [65-67] даны основные уравнения для расчета изменений объемных и линейных размеров алюминиевых сплавов в результате реакций растворения/выделения связанных с термообработкой. Параметры решетки для двойных сплавов алюминия в соответствии с законом Vegarda линейно связаны с содержанием легирующего элемента:

$$a = a_{Al} + \left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right) X \quad (1)$$

$\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)$  - изменение параметра решетки на 1 массовый процент легирующего элемента, А/мас.%; X – массовый процент легирующего элемента.

Значения  $\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)$  для двойных сплавов на основе Al приведены в монографии [67]. Массовые проценты фаз в двухфазной области двойного сплава могут быть определены по правилу рычага:

$$W_A = 100 \frac{X_B - X_0}{X_B - X_A}, \quad W_B = 100 - W_A \quad (2)$$

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 сплаве.

В табл. 1.9 приведены значения  $\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)$ , составы и удельные объемы интерметаллидных фаз для сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li и Al-Cu-Li.

Информация о количественном соотношении фаз в сплавах позволяет контролировать состояние сплавов после различных режимов обработки, рассчитывать объемные и линейные изменения размеров, сопровождающие термообработку.

Таблица 1. 9 Данные для расчета фазового состава сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li и Al-Cu-Li

Элемент	$\left(\frac{\Delta a}{\Delta X}\right) \cdot 10^3$	$\left(\frac{\Delta a}{\Delta Y}\right) \cdot 10^3$	Фаза	Концентрация легирующих элементов (X)	Удельный объем ( $V_B$ )
	Å/ мас.%	Å/ ат.%			
Al (основа)	-	-	-	-	0,3705
Mg	+5,18	+4,62	$\beta$ (Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub> )	37,6	0,448
Cu	-2,19	-5,10	$\Theta$ (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.1.9:  $a_{Al}=4,0493 \times 10^{-8}$  см;  $A_{Al}=26,98$  г/моль;  $V_{Al}=1/\rho_{Al}=0,3705$  см<sup>3</sup>/г; Y – атомный % легирующего элемента.

В работе [66] приведены данные для определения фазового состава в сплавах системы Al-Mg-Li. Такой же подход может быть использован и для сплавов системы Al-Cu-Li [68-70]. В сплавах системы Al-Mg-Li типа 1420 присутствуют в основном две интерметаллидные фазы,  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li) и S<sub>1</sub>(Al<sub>2</sub>MgLi) [1] и их количественное соотношение может быть рассчитано по величине параметра решетки твердого раствора. Магний существенно увеличивает параметр решетки [1], поэтому выделение S<sub>1</sub> – фазы сопровождается его снижением. Содержание лития в твердом растворе практически не влияет на его параметр решетки [1], однако выделение  $\delta'$ - фазы приводит к обогащению магнием твердого раствора и увеличению его параметра решетки. Сплавы системы Al-Cu-Li некоторыми допущениями можно представить как трехфазные смеси из  $\alpha$ -твердого раствора,  $\delta'$ - и T<sub>1</sub> фаз. Помимо этих фаз могут присутствовать медьсодержащие двойные ( $\Theta$ ,

$\Theta'$ ,  $\Theta''$ ) и тройные ( $T_2 - Al_6CuLi$ ) фазы, а также  $S'$  ( $Al_2CuMg$ ) в сплавах, содержащих магний и  $\beta'$  ( $Al_3Zr$ ) 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 ( $70^\circ C$ ) [71].

Важно отметить, что тройная  $T_1$ -фаза в сплавах Al-Cu-Li имеет сходную стехиометрию с  $S_1$  фазой в Al-Mg-Li сплавах, а именно  $Al_2CuLi$ . Единственное различие состоит в том, что медь снижает период решетки (см. табл.1.9) и в соответствии с этим выделение  $\delta'$ - фазы приводит к увеличению периода  $\square$ - твердого раствора, а выделение  $T_1$  фазы - к его снижению. Чтобы получить расчетное соотношение, воспользуемся уравнениями баланса элементного и фазового состава в сплаве:

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

$$100 X_{Cu}^0 = X_{Cu}^\alpha W_\alpha + X_{Cu}^{T_1} W_{T_1} \quad (4)$$

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

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

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;  $X_{Al}^\alpha, X_{Cu}^\alpha, X_{Li}^\alpha$  - концентрации Al, Cu и Li в  $\alpha$ -фазе, соответственно;  $X_{Al}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}$  - концентрации Al, Cu и Li в  $T_1$ -фазе, соответственно;  $X_{Al}^{\delta'}, X_{Cu}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$  - концентрации Al, Cu и Li в  $\delta'$ -фазе, соответственно.

Значения параметров  $X_{Al}^\alpha, X_{Cu}^\alpha, X_{Li}^\alpha, X_{Al}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Al}^{\delta'}, X_{Cu}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$  рассчитываются из стехиометрии  $T_1(Al_2CuLi)$  и  $\delta'(Al_3Li)$ -фаз. Эти данные приведены в табл.1.9. Величина  $X_{Cu}^\alpha$  определяется из параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ):

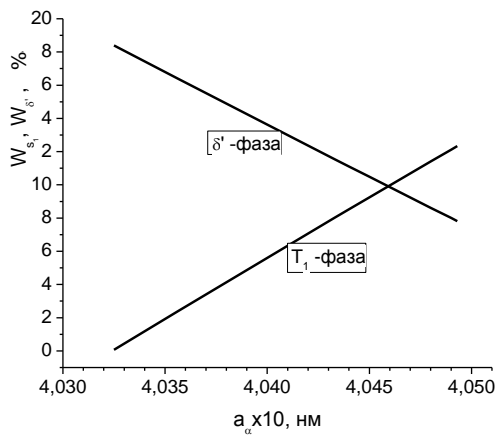
$$X_{Cu}^\alpha = \frac{a_\alpha - a_{Al}}{\left(\frac{\Delta a}{\Delta X}\right)_{Cu}} \quad (5)$$

После очевидной подстановки  $X_{Al}^{\alpha} = 100 - X_{Cu}^{\alpha} - X_{Li}^{\alpha}$  получим решение системы (3), в котором содержание лития в  $\alpha$ -фазе ( $X_{Li}^{\alpha}$ ) является переменным параметром:

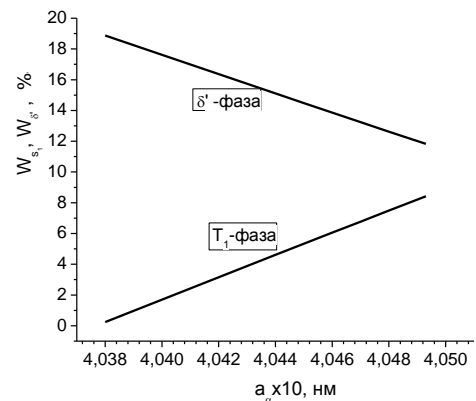
$$W_{\alpha} = \frac{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(X_{Al}^0 X_{Cu}^{T_1} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^0) - X_{Al}^{\delta} X_{Cu}^{T_1} (X_{Li}^0 - X_{Li}^{T_1})}{(X_{Li}^{\delta} - X_{Li}^{T_1})(100 X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{\alpha} X_{Cu}^{T_1} - X_{Cu}^{T_1} X_{Li}^{\alpha} - X_{Al}^{T_1} X_{Cu}^{\alpha})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

$$W_{T_1} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha}}{X_{Cu}^{T_1}} \times 100 \quad (6) \quad W_{\delta'} = 100 - W_{\alpha} - W_{T_1}$$

Уравнение (6) позволяет определить соотношение  $\alpha$ -,  $T_1$  и  $\delta'$ -фаз для любого содержания лития в  $\alpha$ -фазе ( $X_{Li}^{\alpha}$ ). На рис. 1.14 приведены зависимости количества интерметаллидных фаз для российских сплавов 1460 (Al-3Cu-2Li) и 1469 (Al-4.3Cu-1.4Li). При расчетах приняли величину концентрации лития в твердом растворе равной нулю ( $X_{Li}^{\alpha} = 0$ ), что соответствует максимальному значению количества  $\delta'$ -фазы, которое имеет место после длительного низкотемпературного старения на  $\delta'$ -фазу.



(a)

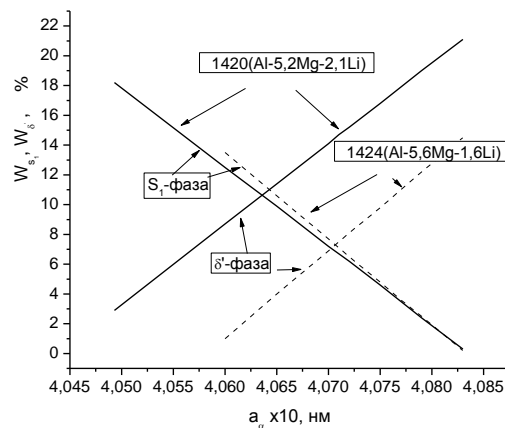
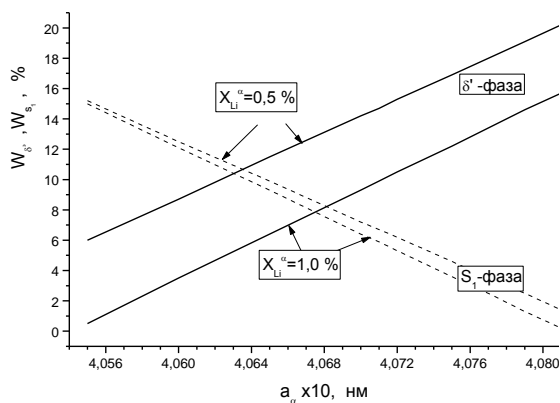


(б)

Рисунок 1.14 Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплавах 1460 (а) и 1469 (б) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha} = 0$ .

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 в этом случае определяется молярной концентрацией меди в сплаве. Максимальное количество  $\delta'$ -фазы соответствует ее отсутствию в твердом растворе и в этом случае 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  $\Theta$  ( $\Theta'$ ,  $\Theta''$ ) –фаз, то это только уменьшит 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.

Если сравнить характер фазовых соотношений  $\delta'$  –фазы и тройных фаз в сплавах Al-Cu-Li (рис.1.14) и Al-Mg-Li (рис.1.15), 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 больше чем тройной фазы. Как уже было сказано, отношение долей фаз  $\delta'(Al_3Li)$  и  $S_1 (T_1)$  определяется отношением молярных долей Li и Mg (Cu). В сплавах Al-Mg-Li отношение молярных долей Li и Mg составляет 1.0-1.5 и поэтому количество  $\delta'$  - и  $S_1$  фаз примерно одинаково, в то время как для сплавов Al-Cu-Li отношение молярных долей Li и Cu варьируется от 2 до 19.



(a)

(b)

Рисунок 1.15 Соотношение  $\delta'$  и  $S_1$ - интерметаллидных фаз в сплавах 1420 и 1424 в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_s$ ): (а) для содержания лития в твердом растворе ( $X_{Li}^\alpha$ ) 0,5% (сплошная линия) и 1% (штриховая линия); (б) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0$  для сплава 1420 (сплошная линия) и 1424 (штриховая линия).

Весьма вероятно, что эффект повышенных значений модулей Юнга в сплавах с литием связан с высоким содержанием в них именно  $\delta'$ - фазыс упорядоченной по типу  $L1_2$ решеткой, которая имеет более высокий модуль Юнга по сравнению с твердым раствором. На рис.1.16 показано, что существует близкая к линейной зависимость относительных долей интерметаллидных фаз в сплавах ( $W_{\delta'}/W_{T_1(S_1)}$ ) от отношения молярных концентраций лития и меди (магния) в этих сплавах ( $Y_{Li}^\alpha/Y_{Cu(Mg)}^\alpha$ ).

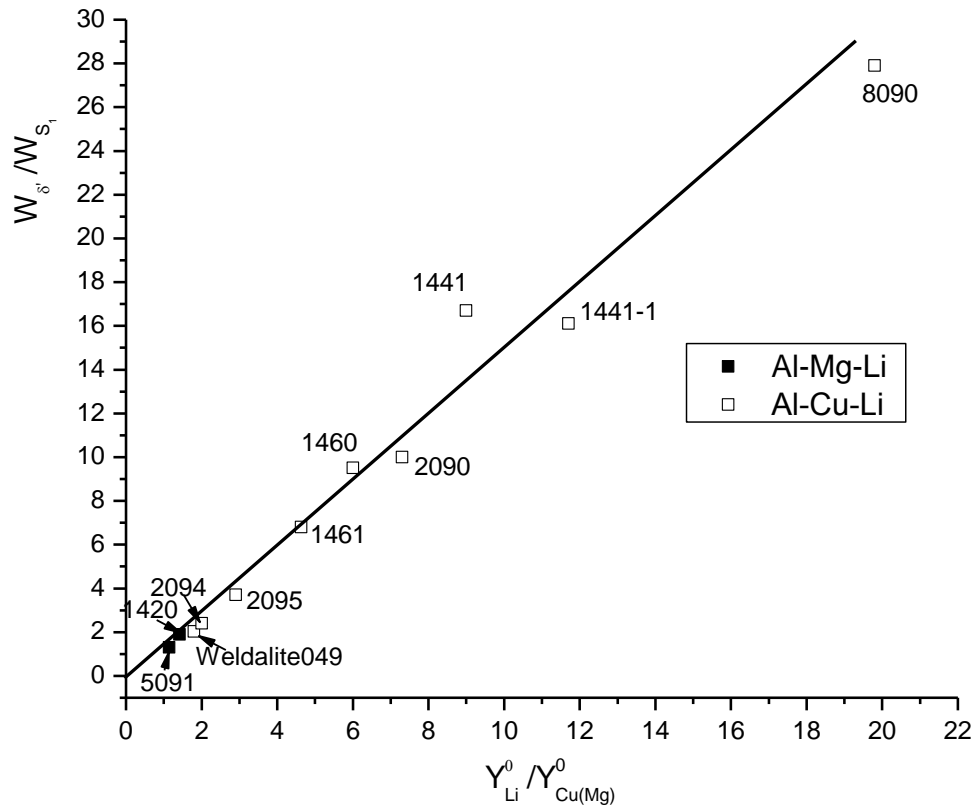


Рисунок 1.16 Зависимость относительных долей интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu(Mg)-Li ( $W_{s_1} / W_{T_1(s_1)}$ ) от отношения молярных концентраций лития и меди (магния) в этих сплавах ( $Y_{Li}^0 / Y_{Cu(Mg)}^0$ ).

### 1.5 Текстура и анизотропия свойств

Одной из главных причин принципиальных изменений в подходе к разработке Al-Li сплавов, которая обозначена как переход к сплавам 3-го поколения, обусловлена сильной анизотропией сплавов 2-го поколения. До сих пор нет достаточно убедительного объяснения тому факту, что снижение содержания лития от 2,0-2,4% в сплавах 2-го поколения на 1,0-1,8% в 3-м существенно уменьшила эффект анизотропии. Это объясняет огромное количество работ посвященных различным вопросам формирования текстуры в сплавах Al-Li и анизотропии их свойств [72-100]. В монографии по прикладным проблемам Al-Li сплавов целая глава посвящена текстуре и связанным с ней проблемам [72].



Анизотропию пределов текучести Al-Li сплавов связывают с кристаллографической текстурой, а также морфологией зерен и ориентированными выделениями [73]. В целом текстура сплавов с литием практически не отличается от текстуры традиционных алюминиевых сплавов и вообще от текстуры ГЦК металлов и сплавов. В Al сплавах в зависимости от состава, температуры и геометрических условий прокатки могут образовываться различные типы текстуры, характерные для большинства ГЦК металлов. Это компоненты текстуры «латуни»  $\{110\}\langle 112\rangle$  (Br), текстуры «меди»  $\{112\}\langle 111\rangle$  (Cu),  $\{123\}\langle 634\rangle$  так называемая «S» текстуры, а также текстуры Госса  $\{110\}\langle 001\rangle$  (G). Кроме того, в поверхностных слоях листовых полуфабрикатов могут присутствовать компоненты текстуры сдвига (Sh):  $\{001\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 110\rangle$  и  $\{111\}\langle 112\rangle$ . К текстурам рекристаллизации относят, прежде всего, кубическую текстуру  $\{001\}\langle 100\rangle$ . Обнаружено, что одной из проблем прогнозирования анизотропии листовых материалов является неоднородность текстуры по сечению листов [74-78]. Особенностью Al-Li сплавов является тот факт, что компоненты поверхностных текстур могут распространяться вплоть до середины сечения.

Текстуры алюминий-литиевых сплавов принципиально не отличаются от текстур других алюминиевых сплавов. Однако в ряде работ более высокую анизотропию механических свойств алюминиевых сплавов с литием связывают с наличием выраженной однокомпонентной текстуры латуни  $\{110\}\langle 112\rangle$ . Формирование этого компонента текстуры связывали с подавлением поперечного скольжения в связи с расщеплением дислокаций в сплавах меди с цинком (латуни) с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ). С этих позиций в алюминии с высокой ЭДУ 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 к текстуре меди.

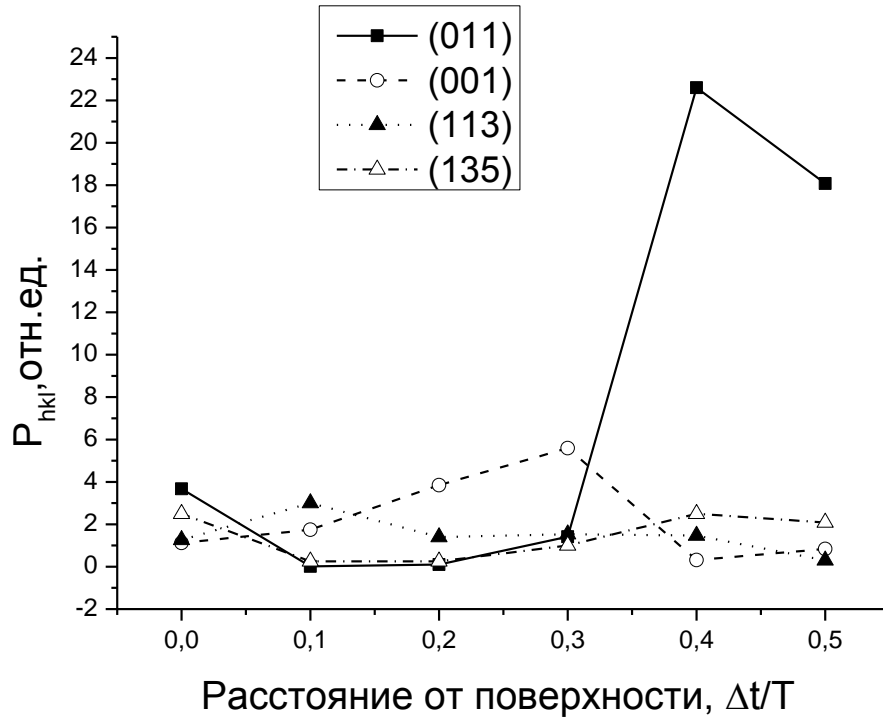
В работе [79] приведены результаты системных исследований влияния температуры и степени деформации на формирование текстуры горячей прокатки в двух типичных авиакосмических сплавах: AA2050 (система Al–Cu–Li) и AA7050 (Al–Zn–Mg–Cu). Установлено, что сильная текстура латуни формируется в обоих сплавах, т.е. не зависит от наличия лития. С повышением температуры деформации усиливается компонент текстуры латуни  $\{110\} \langle 112 \rangle$ , что связывается с повышением активности скольжения по системам, отличающимся от  $\{111\}$ .

При изготовлении плит толщиной 40-80 мм из Al-Li сплава В-1461 обнаружена значительная анизотропия механических свойств, которая проявляется как в различии свойств в различных направлениях полуфабрикатов, так и в заметной разнице свойств по сечению плиты [80,81]. Важность этой проблемы связана с применением технологии получения крупногабаритных панелей с помощью фрезерной обработки, что требует обеспечения высокого уровня однородности свойств в различных зонах и направлениях полуфабриката.

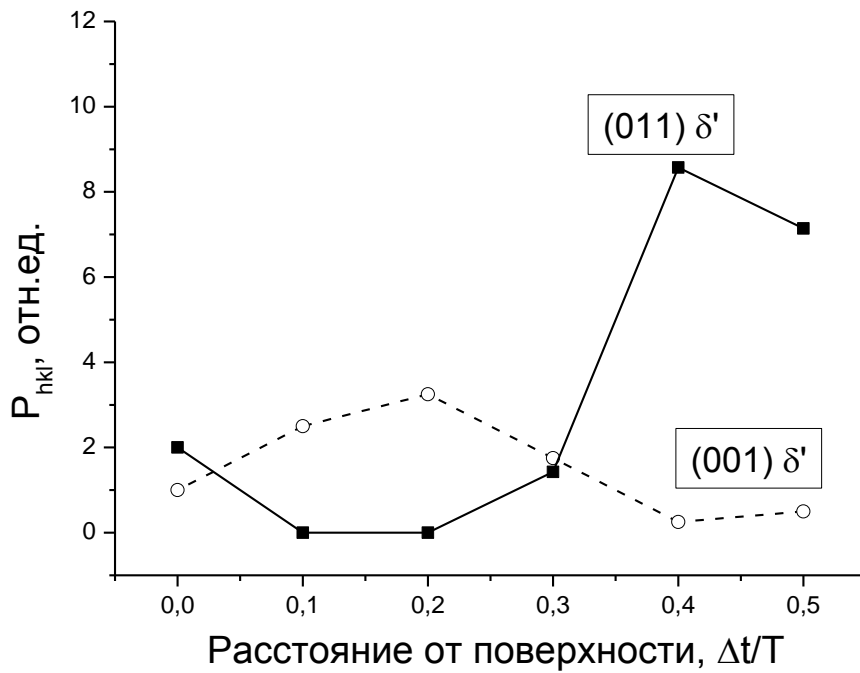
Исследованию фазовых превращений, текстуры и механических свойств в сплавах с литием посвящено множество работ [82-100], однако некоторые вопросы требуют уточнения. В первую очередь это относится к иерархии интерметаллидных фаз по их влиянию на упрочнение сплавов при искусственном старении, а также тот факт, что анизотропия механических свойств сплавов с литием значительно выше, чем в остальных алюминиевых сплавах, при том, что текстура в них практически не отличается. В работах [83-86] утверждается, что основной упрочняющей фазой в сплавах Al-Mg-Li является  $\delta'$ -фаза ( $Al_3Li$ ), а тройная  $S_1$ -фаза ( $Al_2MgLi$ ) имеет второстепенный характер, в то время как в сплавах Al-Cu-Li, которые сейчас доминируют среди сплавов с литием, основной упрочняющей фазой является тройная  $T_1$ -фаза ( $Al_2CuLi$ ), а роль  $\delta''$ -фазы, также как двойных медьсодержащих фаз  $\theta(\theta')$ - $Al_2Cu$  является второстепенной. Однако это противоречит другим работам

[87, 88], из которых следует, что роль  $\delta'$ -фазы в сплавах системы Al-Cu-Li явно недооценена.

При исследовании текстуры и анизотропии механических свойств сплавов с литием [91-95] было показано, что  $\delta'$ -фаза обладает выраженной текстурой, которая аналогична текстуре твердого раствора и сделано предположение о том, что аномальная анизотропия механических свойств сплавов с литием обусловлена влиянием текстурированной  $\delta'$ -фазы [88,79]. В работе [100] исследовали неоднородность фазового состава, текстуры и механических свойств в различных зонах и направлениях 80 мм плит 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. 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»  $\{110\}\langle 112\rangle$ . На рис.1.17, показано распределения текстуры  $\alpha$ - и  $\delta'$ -фазы по сечению 80 мм плиты из сплава В-1461 после закалки 540<sup>0</sup>С, правки растяжением на 2-3% и старения 120<sup>0</sup>С, 20 час, которые не отличаются от текстуры плиты после всех режимов термообработки, 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.



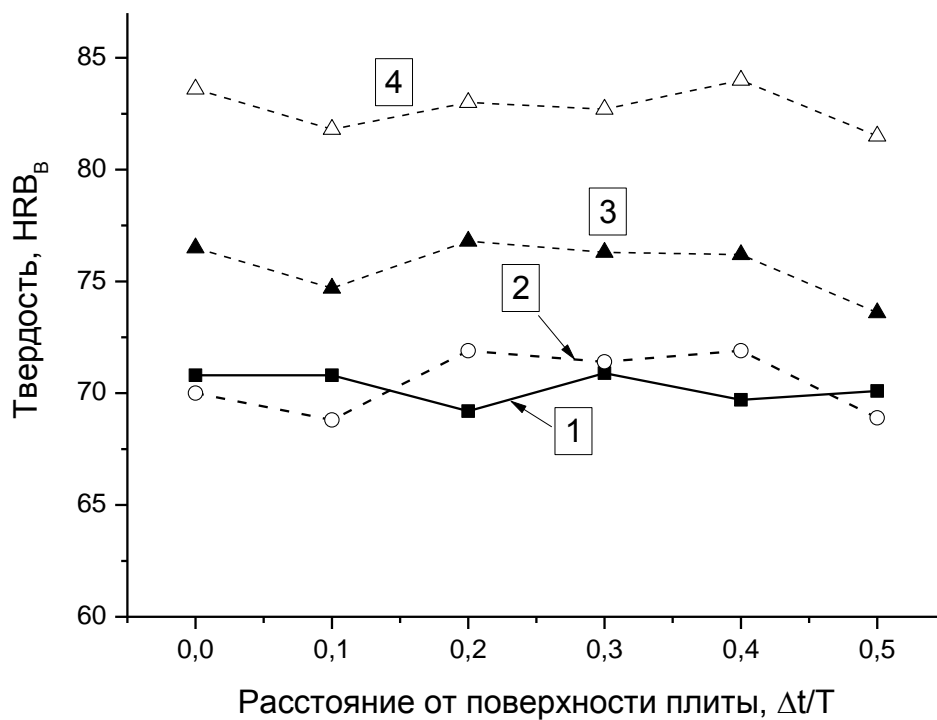
(а)



(б)

Рисунок 1.17 Распределение текстуры  $\alpha$ -фазы (а) и  $\delta'$ -фазы (б) по сечению 80 мм плиты из сплава В-1461 после закалки  $540^{\circ}\text{C}$ , 1 час, правки растяжением на 2-3% и старения  $120^{\circ}\text{C}$ , 20 час.

На рис.1.18 показано распределение по толщине плит твердости на различных стадиях термической обработки. Видно, что старение при 120<sup>0</sup>С дает практически совпадающие результаты с закалкой, старение при 140 и особенно при 150<sup>0</sup>С приводит к существенному упрочнению.



(а)

Рисунок 1.18. 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).

На рис.1.19 приведены результаты исследования изменений фазового состава на различных стадиях старения, которые ответственны за эффекты упрочнения при старении.

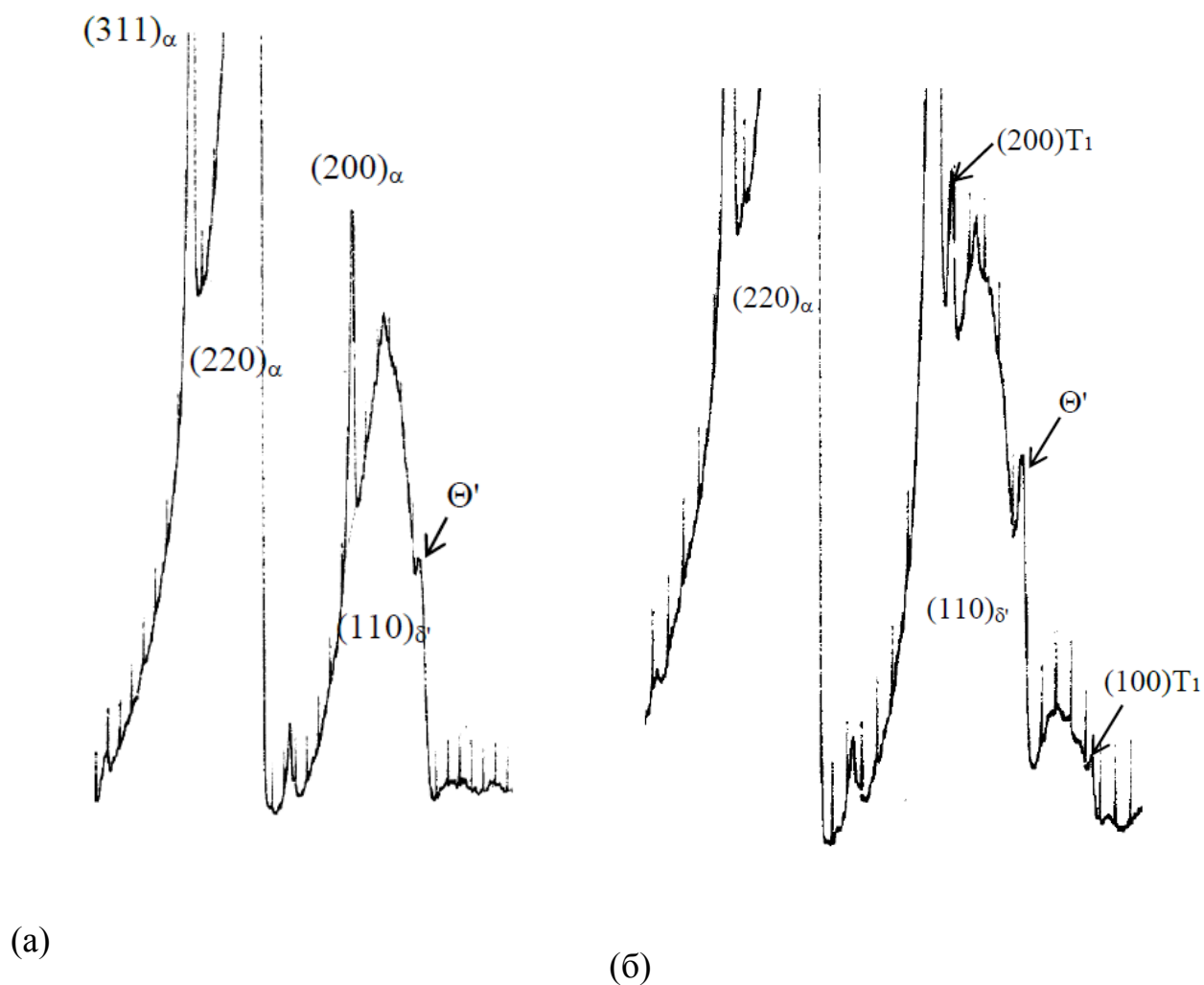


Рисунок 1.19. Участки дифрактограмм (MoK $\alpha$ -изл.) 80 мм плиты из сплава В-1461 после закалки от 540 $^{\circ}$ С, 1 час, правки растяжением на 2-3% и старения: (а) 120 $^{\circ}$ С, 20 час.; (б) 120 $^{\circ}$ С, 20 час. + 140 $^{\circ}$ С, 24 час. + 150 $^{\circ}$ С, 24 час

На дифрактограмме образца из среднего сечения плиты (0,5Т) после старения при 120 $^{\circ}$ С, 20 час. (Рис.1.19а) присутствует - сверхструктурный рефлекс {110} от  $\delta'$ -фазы, высокая интенсивность которого обусловлена как большим количеством фазы, так и текстурой этой фазы, которая почти на порядок увеличивает интенсивность отражения от текстурированной  $\delta'$ -фазы по сравнению с интенсивностью в отсутствии текстуры. На фоне рефлекса от  $\delta'$ -фазы видна слабая линия от  $\theta'$ -фазы (Al $_2$ Cu), интенсивность которой не сопоставима с  $\delta'$ -фазой. После 2-ой стадии старения при 140 $^{\circ}$ С интенсивность линии  $\theta'$ -фазы увеличивается, а после 3-ей заключительной стадии старения

при 150<sup>0</sup>С (Рис.1.19б) наряду с еще более интенсивной линией  $\theta'$ -фазы наблюдаются также две линии от  $T_1$ -фазы ( $Al_2CuLi$ ), которые являются первым и вторым порядком отражения от плоскости призмы (100) ГПУ  $T_1$  фазы.

Таким образом, максимальный упрочняющий эффект, который соответствует 3-ей стадии старения при 150<sup>0</sup>С (Рис.1.18) связан с выделением  $T_1$ -фазы, которая является основным упрочнителем Al-Cu-Li сплавов [85-87].

Для поиска корреляций прочностных свойств и текстуры рассчитаны усредненные по всем ориентациям (с учетом текстуры) факторы Шмида (Рис. 1.20) и их обратные значения - факторы Закса (последние предпочтительнее, поскольку текстурный вклад в прочность прямо пропорционален этому фактору, но обратно пропорционален фактору Шмида, что не очень удобно).

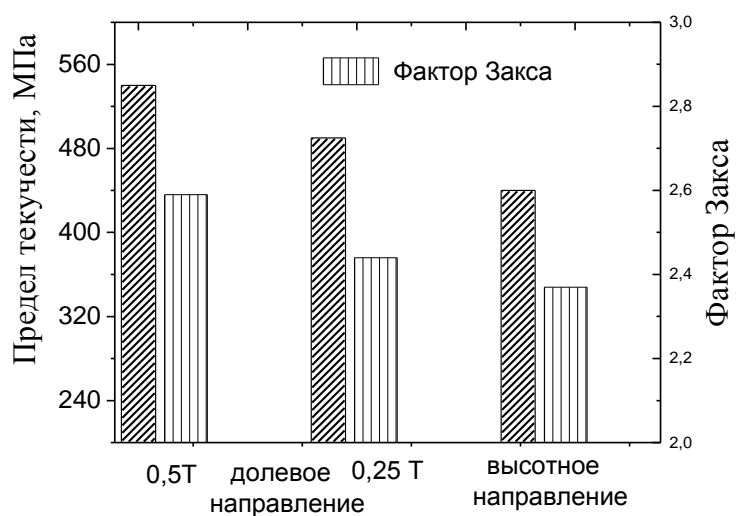


Рисунок 1.20. Значения предела текучести высотных и долевых образцов на расстоянии 0,25Т и 0,5 Т и рассчитанные из текстурных данных факторы Закса для соответствующих направлений

Видно, что для долевых образцов имеет место корреляция между текстурой и прочностью – для 0,5Т сечения выше прочность и фактор Закса, однако прочность различается на 10%, а фактор Тейлора лишь на 6%. Для высотных образцов прочность существенно ниже, чем продольных даже в

0,25Т сечении, а факторы Закса у них практически совпадают. 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.

В обзоре [72] в качестве мер, позволяющих снизить анизотропию предлагают:

1. Перестаривание перед деформацией, которое может обеспечить более однородную деформацию скольжением в процессе формоизменения, что в свою очередь должно ослабить компонент текстуры «латуни». Однако в отличие от традиционных алюминиевых сплавов, для которых перестаривание увеличивает вязкость для сплавов Al-Li вязкость разрушения в результате перестаривания снижается, что во многих случаях недопустимо.
2. Замена Zr другими элементами-измельчителями зерна, такими как Mn и Cr, которые в отличие от Zr, который препятствует процессу рекристаллизации и тем самым способствует усилению текстуры.
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 и этим снизить анизотропию.
4. Уменьшить величину суммарной деформации при прокатке.
5. Проводить рекристаллизационный отжиг на промежуточном этапе деформации.

## **1.6 Структурные аспекты процесса сварки трением с перемешиванием сплавов Al-Li**

Одним из основных направлений снижения веса конструкций изделий авиакосмической техники является применение алюминий-литиевых сплавов, которые обладают уникальными характеристиками прочности, жесткости и вязкости разрушения. Тем не менее, изготовление



крупногабаритных сварных конструкций из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов связано с серьезными проблемами вследствие их разупрочнения под воздействием термического цикла сварки плавлением, для которого коэффициент прочности соединения (отношение прочности шва к прочности основного материала) ниже 60% [101, 102]. В табл. 1.10 приведены результаты механических испытаний сварных соединений плит из высокопрочного алюминиевого сплава В-1469, полученных методом электронно-лучевой сварки [102].

Таблица 1.10 – Механические свойства сварных соединений плит толщиной 55 мм из сплава В-1469 [102]

Место вырезки образца	Механические свойства сварных соединений			
	$\sigma_B$ , МПа	$K$	Угол изгиба $\alpha$ , град.	$KCU$ , кДж/м <sup>2</sup>
Верх шва	$\frac{317-347}{323}$	0,58	$\frac{30-33}{32}$	$\frac{41-66}{51}$
Середина шва	$\frac{320-342}{330}$	0,59	$\frac{28-34}{30}$	$\frac{65-88}{77}$
Корень шва	$\frac{309-354}{342}$	0,61	$\frac{12-20}{16}$	$\frac{57-69}{63}$
$K = \sigma_{B. св. с} / \sigma_{B. осн. м}$				

Повысить эксплуатационные характеристики сварных соединений возможно за счет применения новых эффективных технологических процессов, таких как сварка трением с перемешиванием (СТП).

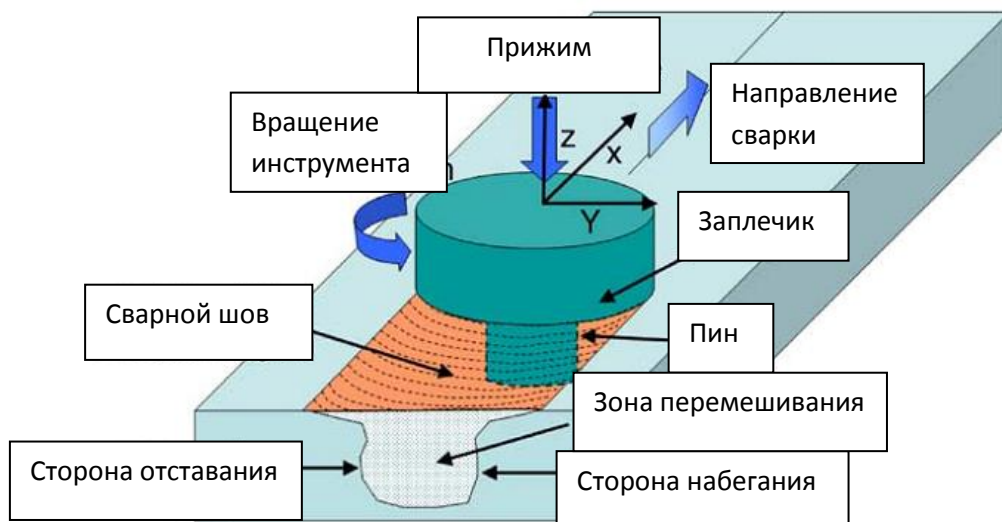


Рисунок 1.21. Схема процесса сварки трением с перемешиванием

В этом процессе вращающийся инструмент, состоящий из рабочего стержня (пин) с различным рельефом поверхности и опорного бурта (запличика), медленно погружают в стык соединяемых деталей на глубину, примерно равную толщине соединяемых кромок; при этом опорный бурт опирается на поверхность кромок (рис.1.21). Материал кромок за счет выделяющегося при трении тепла нагревается до вязкого состояния. Поступательное перемещение вращающегося инструмента по стыку создает пластическое течение материала и выносит его в зону, освобождающуюся позади движущегося инструмента, что приводит к образованию шва.

Процесс СТП обеспечивает многочисленные преимущества, обусловленные тем, что сварка происходит без расплавления металла [103-105]. Прежде всего, это низкие остаточные напряжения и соответственно малые деформации и искажение формы заготовки, хорошая стабильность размеров и воспроизводимость процесса, отсутствие потерь легирующих элементов, тонкая микроструктура, отсутствие трещин. Сварные соединения листов из сплавов с литием, выполненные СТП, позволяют повесить

коэффициент прочности соединения от 55-60%, характерных для сварки плавлением до 70-75% [106].

Процесс СТП характеризуется сочетанием процессов деформационного и термического воздействия, которые формируют сложное структурно-фазовое состояние, исследования которого включают изучение механических свойств, микроструктуры, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений [103, 107-111]. Отмечено [111], что СТП характеризуется существенно более низкими значениями ОН по сравнению со сваркой расплавлением, которые редко превышают 100 МПа, однако эти напряжения оказывают существенное влияние на усталостные свойства и характеристики разрушения. Обнаружено [103, 110, 111], что распределение ОН в зависимости от расстояния от центра шва имеет «М-образный» характер, при этом пиковые значения напряжений располагаются на границе зоны перемешивания.

Значительную экономию веса стрингерных соединений авиационных конструкций фюзеляжа и крыльев дает замена сваренными СТП заклепочных соединений, вынужденно применяемых для не свариваемых расплавлением сплавов алюминия [112]. Последнее значительно упрощает технологию сборки, позволяет повысить уровень ее автоматизации и снизить вес из-за замены соединения внахлест стыковым соединением, а также за счет повышения прочности конструкции в результате устранения разрыва между заклепками. Кроме того, СТП не требует защитного газа, операций очистки и шлифовки поверхности, обеспечивает улучшенное использование материалов (например, соединение разной толщины и разнородных материалов), затрачивает только 2,5% энергии, необходимой для лазерного сварного шва и в конечном счете приводит к снижению расхода топлива в облегченных самолетах, автомобилях и кораблях.

Еще одним преимуществом использования СТП является соединение разнородных материалов, что позволяет оптимизировать весовые характеристики самолетов. Так было бы чрезвычайно полезно выпускать

бифункциональный лонжерон, который в верхней своей части был бы оптимизирован к нагрузкам сжатия, а в нижней части - к нагрузкам растяжения. Такая оптимизация позволила бы снизить вес каждой из рассматриваемых частей и тем самым снизить вес всего лонжерона, что является фундаментальной задачей современного самолетостроения, поскольку дает возможность сократить затраты на эксплуатацию самолета.

Кроме того, облегчение самолета реализуется за счет увеличения нагрузок, прикладываемых к нижней поверхности и верхней поверхности, которые ограничены в случае неоптимизированного лонжерона. Такой результат можно получить, осуществляя сборку двух частей из сплавов, соответствующих эксплуатационным характеристикам этих частей лонжерона. Такая сборка может быть получена механическим путем (например, болтовыми или клепаными соединениями). Однако такой тип сборки занимает длительное время и является дорогостоящим, так как обязательно включает в себя сверление многочисленных отверстий и требует сложного оборудования. Кроме того, выигрыш в весе, получаемый благодаря оптимизации деталей, частично теряется из-за необходимости соединения деталей внахлест при их механической сборке. Другим способом сборки могла бы быть сварка лонжерона. Из известных способов сварки способом, предпочтительным для сборки деталей, выполненных из разных сплавов, в частности, является СТП. Эта идея использована в патенте [113], где предлагается конструктивный элемент, предназначенный для изготовления лонжерона крыла, содержащего перегородку и один или несколько прилегающих к перегородке элементов стрингеров, что позволяет изготавливать бифункциональные или многофункциональные конструктивные элементы, содержащие несколько собранных вместе деталей методом СТП, в которых стрингеры обладают большой механической прочностью.

Известны методы сварки СТП, в которых в дополнение к тепловложению за счет трения осуществляется подогрев свариваемых деталей лазерным лучом [114] или импульсом тока [115], а также

комплексным воздействием лазерного и полихроматического излучения [116]. Метод СТП характеризуется огромным разнообразием вариантов рабочего инструмента [117, 118]. Известны способы соединения методом СТП с использованием специфических конструктивных особенностей соединяемых деталей [119].

Следует указать, что наряду с большим количеством патентов, относящихся к усовершенствованию рабочего инструмента и конструктивных элементов СТП предлагается очень мало способов оптимизации технологии получения полуфабрикатов или конструктивных элементов с регламентированным уровнем служебных свойств. Известен способ [120] получения катаных, экструдированных или кованных изделий из Al-Cu-Li сплавов, а также элементов фюзеляжа летательного аппарата, который регламентирует все металлургические стадии, начиная от оптимизации состава в плане влияния легирующих элементов на вязкость разрушения листов и их анизотропию, в особенности по отношению к показателям прочности в  $45^0$  направлении. Предлагается сплав на основе алюминия, содержащий от 2,1 до 2,8 мас.% Cu, от 1,1 до 1,7 мас.% Li, от 0,1 до 0,8 мас.% Ag, от 0,2 до 0,6 мас.% Mg, от 0,2 до 0,6 мас.% Mn. Отличительным признаком является введение в сплав марганца и ограничение циркония, что противоречит существующим тенденциям, согласно которым цирконием заменяли марганец для измельчения зерна. Вероятно, ограничение содержания циркония связано с тем, что дисперсные частицы триалюминида циркония эффективно тормозят рекристаллизацию, что приводит к усилению текстуры и соответственно анизотропии. Способ изготовления листа включает отливку пластины, ее гомогенизацию, обработку на твердый раствор листа, закалку, растяжку листа с остаточной деформацией от 1 до 5%, старение при температуре от 140 до 170°C в течение от 5 до 80 часов. В случае использования листа для сварного соединения процедуру старения разделяют на две части – до и после сварки. В результате получают сплав с

высокими характеристиками прочности, вязкости и коррозионной стойкости, низкой плотностью и в котором отсутствует анизотропия.

Значительный интерес представляет также способ [122]. получения изделия из сплавов алюминия используемых в конструкциях фюзеляжа, включающий приготовление металлического расплава на основе алюминия, отливку плиты, гомогенизацию при температуре от 490 до 530°C в течение от 5 до 60 часов, прокатку листа с конечной толщиной 0,8 - 12 мм, обработку на твердый раствор и закалку, растяжку с контролируемой остаточной деформацией от 1 до 5%, отпуск при температуре 140 -170°C в течение 5 - 30 часов. Сплав кроме алюминия содержит от 3,0 до 3,4% по массе Cu, от 0,8 до 1,2% по массе Li, от 0,2 до 0,5% по массе Ag, от 0,2 до 0,6% по массе Mg и по меньшей мере один элемент, выбранный из Zr, Mn, Cr, Sc, Hf и Ti. При этом содержание Cu и Li соответствует соотношению  $Cu (\% \text{ по массе}) + 5/3 Li (\% \text{ по массе}) < 5,2$ . Изготовленный таким способом лист обладает высокой механической прочностью и вязкостью разрушения, большим раскрытием трещины перед нестабильным разрушением и высокой стойкостью к коррозии. Сварные соединения листов, выполненные СТП, обладают коэффициентом прочности соединения (отношение прочности шва к прочности основного материала), превышающим 70%, а предпочтительно - превышающим 75%. Такой результат получают в том случае, когда отпуск осуществляют до или после операции сварки. При этом сварка расплавлением для сплавов с литием характеризуется величиной этого коэффициента менее 60%. Последние пункты формулы изобретения регламентируют получение конструктивного элемента, содержащего сварную конструкцию, полученную методом СТП, у которой коэффициент прочности соединения выше 70%.

Существует способ [121], трехступенчатого старения алюминиевых сплавов, упрочняемых выделениями, в том числе и сплавов системы Al-Cu-Li. Первая стадия соответствует обычному старению сплава T6, вторая при более низкой температуре, а третья в интервале температур соответствующей

температуре первой стадии  $\pm 50^{\circ}\text{C}$ . Такая обработка может быть совмещена с холодной деформацией на различных стадиях старения и дает повышение твердости и прочности на 10-15%.

Последний способ интересен тем, что аналогичное многоступенчатое старение предлагают в качестве эффективного способа повышения прочности СТП соединений [122, 123] из стареющих алюминиевых сплавов для улучшения прочностных характеристик в зоне термического влияния и зоне шва, включающий в себя этапы, на которых обеспечивают сваривание упрочняемых выделениями деталей из алюминиевого сплава и воздействие на указанные детали первого этапа старения в течение определенного времени и температуры, которые обеспечивают образование упрочняющих выделений. После этого состаренные элементы сваривают, чтобы получить сварной узел, имеющий зону сварки. Сварные элементы подвергают второй стадии старения для повторного выделения упрочняющих частиц, растворенных во время нагрева в зоне сварки. Этот способ может быть существенно более эффективным, если его дополнить методом количественного фазового анализа.

### **ЗАКЛЮЧЕНИЕ по литературному обзору**

Анализ литературы и патентной информации в рамках поставленной задачи оптимизации служебных свойств полуфабрикатов и сварных соединений из сплавов системы Al-Cu-Li показал, что существующие способы повышения служебных свойств изделий из этих материалов недостаточно эффективны, поскольку не содержат количественных критериев достижения необходимого структурно-фазового состояния в результате выполнения регламентированных характеристик химического состава сплавов и технологии их обработки. Это особенно критично для сварных соединений, полученных СТП, поскольку эта наиболее перспективная технология для высокопрочных алюминиевых сплавов

характеризуется очень сложным характером формирования структуры и фазового состава.

Таким образом, разработка метода количественного фазового анализа может придать количественный характер корреляциям между химическим составом и параметрами технологии с одной стороны и служебными свойствами с другой, что позволит выявить наиболее эффективные способы оптимизации служебных свойств сварных соединений из сплавов системы Al-Cu-Li.



## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Исследование клиновых образцов из сплава В-1461

Исследования влияния степени предварительной деформации (1-11%) на формирование структурно-фазового состояния сплавов системы Al-Cu-Li при последующем старении проводили на клиновых образцах 25x70 мм с переменной толщиной от 10 до 11 мм. Заготовки для прокатки клиновых образцов вырезали из средней части плит толщиной 80 мм из сплава В-1461 (Табл.2.1), которые получали поперечно-продольной (по отношению к оси слитка) прокаткой при температурах 420-470<sup>0</sup>С на «КУМЗ». В этой плите именно в средней части толщиной ~30 мм была обнаружена сильная однокомпонентная текстура твердого раствора, которая характеризовалась расположением плоскостей {110} параллельно плоскости плиты [5]. При этом все три интерметаллидные фазы ( $\delta'$ ,  $\Theta'$  и  $T_1$ ) выделялись когерентно матрице и давали заметные дифракционные пики в соответствии с имеющимися ориентационными соотношениями именно в средней части плиты, из которой вырезали образцы для исследования. Использование таких образцов позволило рентгеновским методом непосредственно определять выделение интерметаллидных фаз на различных стадиях старения и оценивать их количество. Для остальной части плиты, в которой текстура была многокомпонентной, не наблюдали даже следов  $\Theta'$  и  $T_1$ - фаз, количество которых не превышало 5%.

Клиновые образцы прокатывали до толщины ~10 мм, что соответствовало деформации от ~1 до ~11% по длине клинового образца. После прокатки двух клиновых образцов один сразу подвергали трехступенчатому старению 120<sup>0</sup>С, 20 час., 140<sup>0</sup>С, 24 час. и 150<sup>0</sup>С, 24 час, а второй такой же обработке, но после естественного старения в течении ~6,5 10<sup>6</sup> сек. После каждой ступени старения проводили измерения твердости и рентгеноструктурные исследования в 5 зонах клинового образца, отличающихся величиной деформации. Измерения твердости проводили на

приборе MacroMet 5100Tc нагрузкой 100 кгс и шкалой измерения HRB. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4. Измерения периодов решетки  $\alpha$ -твердого раствора осуществляли в фильтрованном  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении и использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции  $\theta \sim 80-81^\circ$ .

Размер частиц  $\delta'$ -фазы (D) определяли с помощью уравнения Селякова-Шеррера [124] 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 немонахроматичность рентгеновского излучения на основании зависимостей  $B_0/B$  от  $\delta/B$ , 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  $\beta/B_0$  от  $b_0/B_0$ .

Количество  $\delta'$ - и  $T_1$ - фаз определяли на основании измерения параметра решетки твердого раствора.

## **2.2 Исследование листов сплавов 1441 В-1469**

В качестве материала использовали тонкие листы толщиной 0,3 мм из сплава 1441 и 1,5 мм из сплава 1469, составы которых приведены в табл.2.1. Листы получали поперечно-продольной (по отношению к оси слитка) прокаткой на ОАО «КУМЗ», затем их подвергали термообработке: закалке с

охлаждением в холодной воде, правке в свежезакаленном состоянии с остаточной деформацией 1,5-2,0 % прогладкой и растяжением, двухступенчатому искусственному старению. Листы сплава В-1469 подвергали старению по режиму Т1, листы сплава 1441 - по режиму Т11. Часть образцов дополнительно термообработывали при температурах 165÷180<sup>0</sup>С, 3 час. (сплав В-1469) и 170÷185<sup>0</sup>С, 3 час. (сплав 1441). Для определения характеристик механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ) при комнатной температуре в долевом и поперечном направлениях использовали плоские образцы по ГОСТ11701-84 с шириной рабочей части 10 мм и длиной рабочей части 50 мм.

Таблица 2.1 Химический состав слитка сплавов В-1469 и 1441

Спла В	Мас.%					
	Li	Cu	Mg	Zn	Zr	Sc
1441	1,8	1,4	1,0	0,12	0,11	0,09
1469	1,3	3,8	0,5	0,08	0,11	0
1461	1,7	2,8	0,5	0,5	0,1	0,06

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4. Измерения периодов решетки  $\alpha$ -твердого раствора осуществляли в фильтрованном  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении и использованием рефлекса (511)/(333) с углом дифракции  $\theta \sim 80-81^\circ$ . Текстуру оценивали с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ) для трех направлений листа: нормали к плоскости прокатки (НН), направления прокатки (НП) и поперечного направления (ПН), для чего осуществляли съемку рентгенограмм в перпендикулярных этим направлениям сечениям. При этом ОПФ для НН снимали для поверхности листа и медианного сечения, отстоящего от поверхности на половину толщины листа (0,5Т). Съемку осуществляли в фильтрованном  $\text{MoK}_\alpha$ -излучении в диапазоне углов  $2\theta = 6-75^\circ$ , который позволял получить

значения полюсной плотности для 12 независимых рефлексов на стереографическом треугольнике. Значения полюсной плотности ( $P_{hkl}$ ) для 10 отражений  $hkl$  от атомных плоскостей: 001, 113, 112, 335, 111, 135, 133, 011, 013 и 012 рассчитывали стандартным методом как отношение интенсивностей соответствующих рефлексов. 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 115 и 122, 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:

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

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

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

### ***2.3 Исследование соединений из сплава В-1469, полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП)***

Исследование проводили на сварных соединениях пластин из прессованной панели сплава системы Al-Cu-Li В-1469 толщиной 10 мм, изготовленной на ОАО «КУМЗ». Для сварки пластин применен инструмент, геометрия рабочей части которого имела коническую форму с плоской донной частью диаметром 5 мм, диаметром широкой части 11 мм. Шаг навивки на рабочей части 1,25 мм, глубина 1,0 мм. Поперечное сечение рабочей части круг с тремя выфрезерованными канавками, расположенными под углом 120° друг к другу с изменяемой по высоте шириной от 2,0 до 4,0

мм. Диаметр заплечика инструмента составляет 25 мм, навивка двухрядная глубиной 0,4 мм.

На рис.2.1. приведена схема процесса СТП (рис.2.1а) и схема разрезки сварного фрагмента  $100 \times 100 \times 10$  мм<sup>3</sup>, который разрезали сначала пополам перпендикулярно шву, а затем из одной половинки нарезали три пластины, параллельные листу толщиной 2,5 мм (рис.2.1б), а из второй четыре пластины  $50 \times 10 \times 5$  мм<sup>3</sup>, перпендикулярные листу (рис.2.1в).

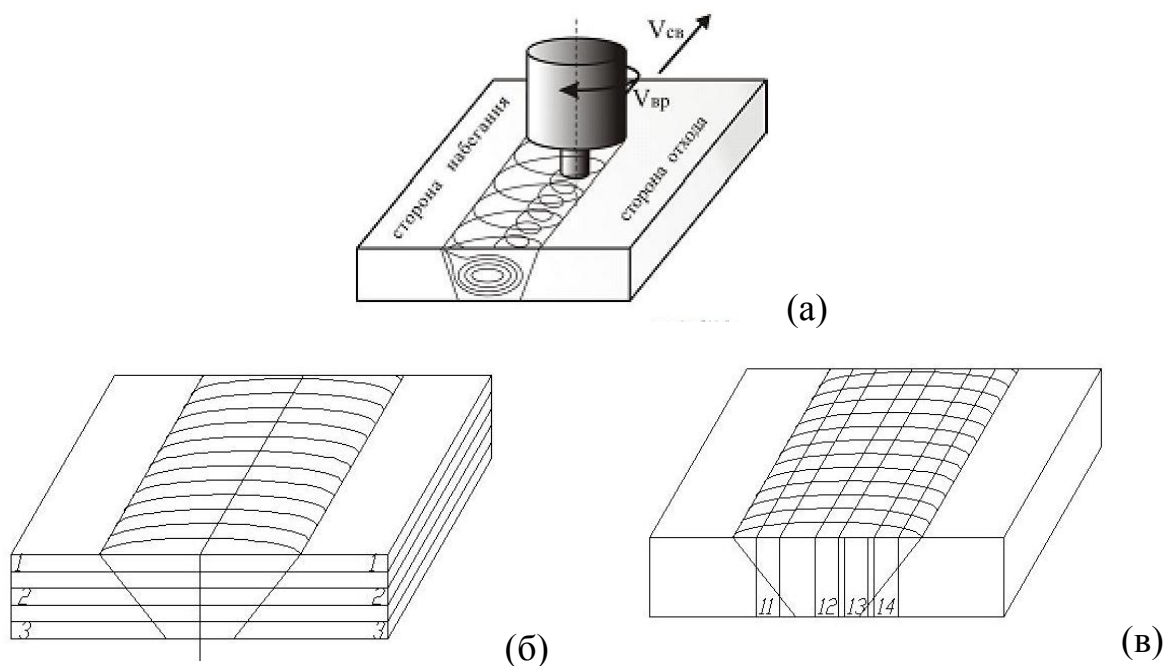


Рисунок 2.1. Схема процесса СТП (а) и схема вырезки образцов для измерения твердости и рентгеноструктурных исследований (б) и (в)

Для измерения остаточных напряжений использовали метод  $\sin^2\psi$ . Рентгеновскую съемку осуществляли для рефлекса (115)/(333) при симметричном положении образца ( $\psi=0^\circ$ ) и несимметричном его положении ( $\psi=-40$  и  $-60^\circ$ ) для азимутального угла  $\Phi=90^\circ$ , соответствующего измерению напряжений в направлении, перпендикулярном сварному шву. Измеряли положение линии, вычисляли параметры решетки и получали зависимости  $a_\psi$  от  $\sin^2\psi$ . Методом наименьших квадратов определяли наклон прямой,  $\text{tg}\alpha$ , и вычисляли величину остаточного напряжения по формуле (2.2):

$$\sigma_{\phi} = \operatorname{tg} \alpha [(1+\nu)/E]_{\text{hkl}} / a_{\psi=0} \quad (2.2)$$

Выражение для расчета скорректированного на величину остаточных напряжений значения параметра решетки ( $a_0$ ):

$$a_0 = a_{\psi=0} / [1 + (\sigma_1 + \sigma_2) (\nu/E)_{\text{hkl}}] \quad (2.3)$$

Где:  $\sigma_1$  – напряжение в направлении шва и  $\sigma_2$  – остаточное напряжение в поперечном направлении.

В работе исследовали в основном распределение остаточных напряжений в поперечном направлении в различных сечениях свариваемых пластин, поскольку именно эти напряжения являются наиболее критичными по отношению к прочности сварного соединения, т.к. прочностные характеристики поперечных образцов используют для оценки эффекта ослабления материала шва. Тем не менее, в соответствии с (2.3) напряжения в долевом направлении ( $\sigma_1$ ) необходимы для определения величины  $a_0$  и соотношения количества интерметаллидных фаз. Для их определения использовали образцы 11, 12, 13 и 14 (рис.2.1в), которые давали возможность оценить также напряжения в нормальном пластине направлении, которые обычно игнорируют, считая их незначительными.

Скорректированные значения параметра решетки использовали для оценки количества интерметаллидных  $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$  и  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ -фаз.

### ГЛАВА 3. Разработка метода количественного фазового анализа для сплавов Al-Cu-Li-Mg и метода оценки объемных эффектов превращения в алюминиевых сплавах

#### 3.1. Количественный фазовый анализ сплавов Al-Cu-Li-Mg

Современные сплавы системы Al-Cu-Li содержат до 1,3% Mg (табл.3.1), что необходимо учитывать при количественном фазовом анализе. Ранее [66] была разработана методика количественного фазового анализа для сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li, основанная на измерении параметра решетки твердого раствора. В работах [29, 69, 100] эта методика была адаптирована применительно к сплавам системы Al-Cu-Li. Применение этих методик для промышленных сплавов показало, что они должны быть скорректированы с учетом того, что для промышленных сплавов характерно наличие других легирующих элементов, которые могут находиться в твердом растворе, образовывать самостоятельные фазы или входить дополнительным компонентом в существующие фазы. Так в работе [125] было показано, что содержание магния в сплавах Al-Cu-Li-Mg примерно одинаково в твердом растворе и  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ )-фазе. Этот результат позволяет учитывать содержание магния в сплавах системы Al-Cu-Li [126].

Вывод уравнений расчета для системы Al-Cu-Li-Mg практически не отличается от того, что было получено ранее [29]. Запишем уравнения баланса элементного и фазового состава для сплавов Al-Cu-Li:

$$\begin{aligned} 100 X_{Al}^0 &= X_{Al}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Al}^{T_1} W_{T_1} + X_{Al}^{\delta'} W_{\delta'} \\ 100 X_{Cu}^0 &= X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Cu}^{T_1} W_{T_1} \\ 100 X_{Li}^0 &= X_{Li}^{\alpha} W_{\alpha} + X_{Li}^{T_1} W_{T_1} + X_{Li}^{\delta'} W_{\delta'} \\ W_{\alpha} + W_{T_1} + W_{\delta'} &= 100 \end{aligned} \quad (3.1)$$

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;  $X_{Al}^{\alpha}, X_{Cu}^{\alpha}, X_{Li}^{\alpha}, X_{Al}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Al}^{\delta'}, X_{Cu}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$  - концентрации Al, Cu и Li в  $\alpha$ -,  $T_1$  и  $\delta'$ -фазах, соответственно.

Таблица 3.1. Массовые, атомные процентные доли, их отношения и отношения количества  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз для Al-Cu- Li сплавов.

Сплав	Поколение сплава	Мас.%			Ат.%			ма	ат	$W_{\square}/W_{T(S)}$ $X_{Li}^{\alpha}=0$
		Li	Cu	Mg	Li	Cu	Mg	Li/Cu(Mg)		
1450	2	2,1	2,9	0,00	7,82	1,18	0,00	0,72	6,63	7,4
1460	2	2,25	2,9	0,00	8,34	1,17	0,00	0,78	7,10	7,9
2090	2	2,1	2,7	0,00	7,81	1,10	0,00	0,78	7,12	7,8
2091	2	2	2	1,30	7,43	0,81	1,36	1,00	9,16	10,6
1441	2	1,8	1,8	0,90	6,72	0,73	0,95	1,00	9,16	10,7
8090	2	2,4	1,5	0,80	8,79	0,60	0,83	1,60	14,65	16,9
1440	2	2,4	1,5	0,80	8,79	0,60	0,83	1,60	14,65	16,9
2094	3	1,1	4,8	0,40	4,26	2,03	0,43	0,23	2,10	1,95
2195	3	1	4	0,40	3,86	1,69	0,43	0,25	2,29	2,2
2050	3	1	3,6	0,40	3,85	1,52	0,43	0,28	2,54	2,5
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	2,8
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	2,8
1469	3	1,4	4,3	0,5	5,36	1,80	0,00	0,33	2,98	2,96
2297	3	1,4	2,8	0,25	5,31	1,16	0,27	0,50	4,58	4,9
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	5,1
2196	3	1,75	2,9	0,50	6,58	1,19	0,53	0,60	5,52	6,0
1461	3	1,7	2,8	0,5	6,40	1,15	0,00	0,61	5,56	6,0
2199	3	1,6	2,6	0,20	6,03	1,07	0,21	0,62	5,63	6,0
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	6,7
2099	3	1,8	2,7	0,30	6,75	1,11	0,32	0,67	6,10	6,8

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. Единственное различие в уравнении для величины  $X_{Cu}^{\alpha}$ , которая определяется из параметра решетки



твердого раствора ( $a_\alpha$ ) в соответствии с законом Вегарда. В отличие от аналогичного уравнения в [29] вводится дополнительное слагаемое:

$-W_\alpha^{cp} X_{Mg}^0 \left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Mg}^\alpha$ , которое учитывает изменение параметра решетки из-за

наличия в твердом растворе магния:

$$X_{Cu}^\alpha = (a_\alpha - a_{Al} - W_\alpha^{cp} X_{Mg}^0 \left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Mg}^\alpha) / \left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^\alpha$$

$\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Mg(Cu)}^\alpha$  - изменение параметра решетки на 1 массовый процент

легирующего элемента, Mg (Cu) (Å/мас.%);  $W_\alpha^{cp}$  - среднее значение количества твердого раствора для данного сплава;  $X_{Mg}^0$  - содержание магния в сплаве.

Решение системы (1), в котором содержание лития в  $\alpha$ -фазе ( $X_{Li}^\alpha$ ) является переменным параметром будет таким же, как и в [29]:

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

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

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

В табл.3.1. приведены составы в массовых и атомных процентах для 24 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 (24 сплава). Легирование магнием существенным образом влияет на сплавы системы Al-Cu-Li. На рис. 3. 1 приведена зависимость фазового состава от периода решетки твердого раствора для сплава 1441, содержащего 1% Mg, а на рис.3.2 аналогичная зависимость для сплава такого же состава, как и на рис.3.1, но без магния. Видно, что 1% магния всего на 0,4% увеличивает долю интерметаллидных фаз, но при этом существенно увеличивает концентрацию

магния в твердом растворе, что сопровождается заметным увеличением периода решетки, который варьируется в пределах 4,0492 – 4,0532 Å в сплавах с магнием (рис.3.1) и от 4,0453 до 4,0492 Å в отсутствии магния в сплаве (рис.3.2).

Это должно оказывать влияние на все физико-химические и механические свойства сплава, при этом использование методики количественного фазового анализа дает возможность поиска количественных корреляций этих свойств с содержанием легирующих элементов. В перспективе это может дать новые возможности оптимизации поиска эффективных составов сплавов для различных областей применения, что особенно важно в авиации, где требования к комплексу служебных свойств различных узлов конструкции планера варьируются в широких пределах.

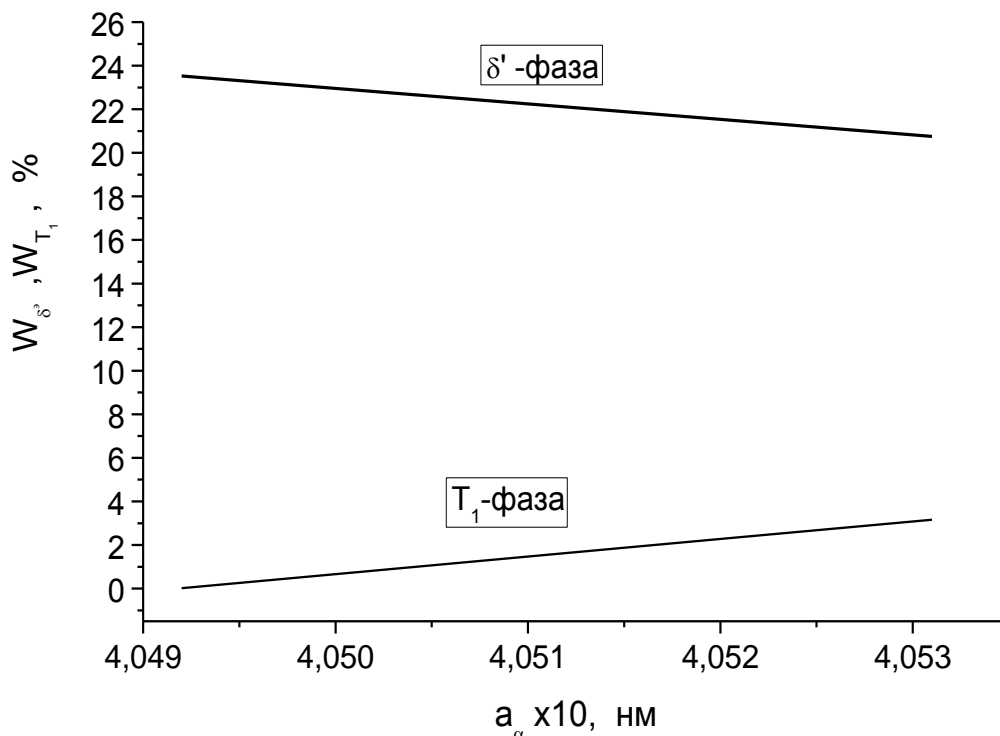


Рисунок 3.1. Соотношение  $\delta'$  (сплошная линия) и  $T_1$  (штриховая линия) - фаз в сплаве 1441 (Al-1,4Cu-1,8Li-1,0Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ).

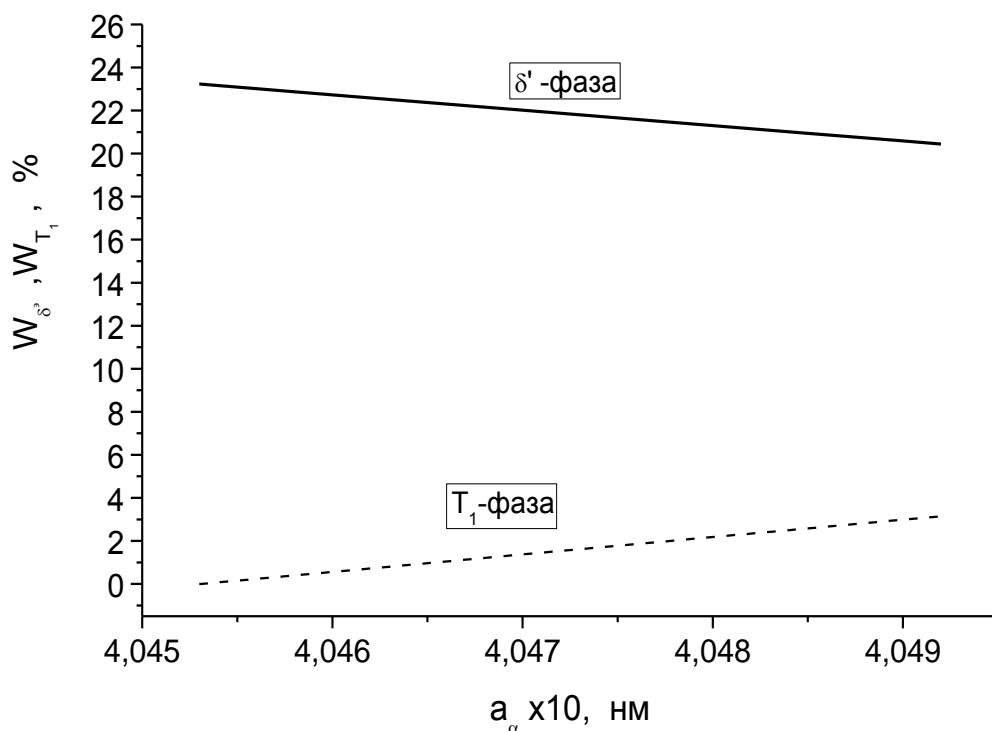


Рисунок 3.2. Соотношение  $\delta'$  (сплошная линия) и  $T_1$  (штриховая линия) - фаз в сплаве 1441 (Al-1,4Cu-1,8Li) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ).

На рис. 3.3 – 3.12 приведены зависимости количества  $\alpha$ -,  $S_1$  и  $\delta'$ -фаз для некоторых из этих сплавов. Расчеты выполнены для концентрации лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0$  (рис.3.3, 3.5, 3.7, 3.9 и 3.11), что соответствует максимальному значению количества  $\delta'$ -фазы, которое имеет место после длительного низкотемпературного старения на  $\delta'$ -фазу и для  $X_{Li}^\alpha=0,5$ , что близко к равновесной концентрации при комнатной температуре (рис.3.4, 3.6, 3.8, 3.10 и 3.12). Представленные на рис.3.3-3.12 зависимости позволяют оценить 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:  $X_{Cu(Mg)}^\alpha \geq 0; W_{T_1} \geq 0; W_{\delta'} \geq 0; W_{S_1} \geq 0$ . При этом соотношение интерметаллидных фаз определяется отношением концентраций лития и меди в сплаве.

Действительно, максимальное количество  $T_1$ -фазы соответствует отсутствию меди в твердом растворе и определяется молярной концентрацией меди 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. Если при этом образуется какое-то количество  $\Theta$  ( $\Theta'$ ,  $\Theta''$ ) –фаз, то это мало что изменит – только уменьшится количество  $T_1$ -фазы за счет выделения двойных медьсодержащих фаз. Поскольку вся медь находится в тройной фазе, где на каждый атом меди приходится атом лития, то разница атомных концентраций лития и меди регламентирует максимальное количество  $\delta'$ -фазы в сплаве.

В соответствии со скорректированной методикой фазового анализа разработана расчетная программа, которая прошла государственную регистрацию [127].

a, Å	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T_1}$	$W_{\delta}$
4,0396	0,053	0,0000	0,808	0,000	0,192
4,0468	0,020	0,0000	0,800	0,062	0,138
4,0458	0,025	0,0000	0,801	0,053	0,146
4,0475	0,017	0,0000	0,800	0,068	0,133
4,0479	0,015	0,0000	0,799	0,071	0,130
4,0493	0,009	0,0000	0,798	0,083	0,119
4,05	0,006	0,0000	0,797	0,089	0,114
4,051	0,001	0,0000	0,796	0,097	0,107
4,0512	0,000	0,0000	0,796	0,099	0,105

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0396	19,2	0,0
4,0468	13,8	6,2
4,0458	14,6	5,3
4,0475	13,3	6,8
4,0479	13,0	7,1
4,0493	11,9	8,3
4,0500	11,4	8,9
4,0510	10,7	9,7
4,0512	10,5	9,9

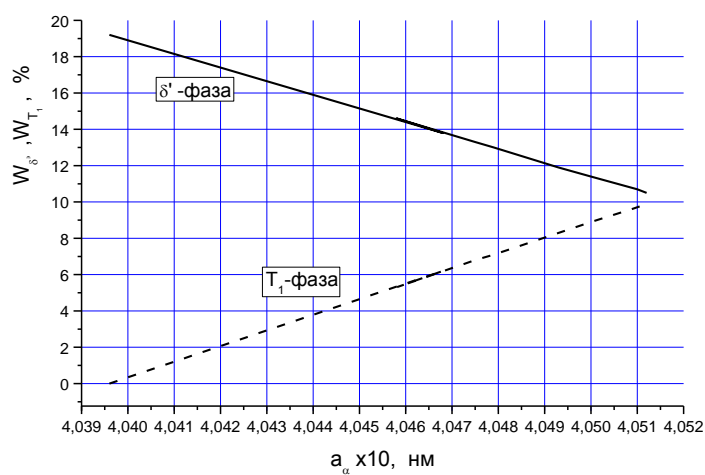


Рисунок 3.3. Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1469 (Al-4,3Cu-1,4Li -0.5Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе

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

a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T_1}$	$W_\delta$
4,0403	0,050	0,0050	0,861	0,000	0,139
4,0468	0,020	0,0050	0,853	0,059	0,088
4,0458	0,025	0,0050	0,854	0,050	0,095
4,0475	0,017	0,0050	0,852	0,065	0,082
4,0479	0,015	0,0050	0,852	0,069	0,079
4,0493	0,009	0,0050	0,850	0,082	0,068
4,05	0,006	0,0050	0,850	0,088	0,062
4,051	0,001	0,0050	0,849	0,097	0,055
4,0512	0,000	0,0050	0,848	0,099	0,053

a, Å	$W_\delta$	$W_{T_1}$
4,0403	13,9	0,0
4,0468	8,8	5,9
4,0458	9,5	5,0
4,0475	8,2	6,5
4,0479	7,9	6,9
4,0493	6,8	8,2
4,0500	6,2	8,8
4,0510	5,5	9,7
4,0512	5,3	9,9

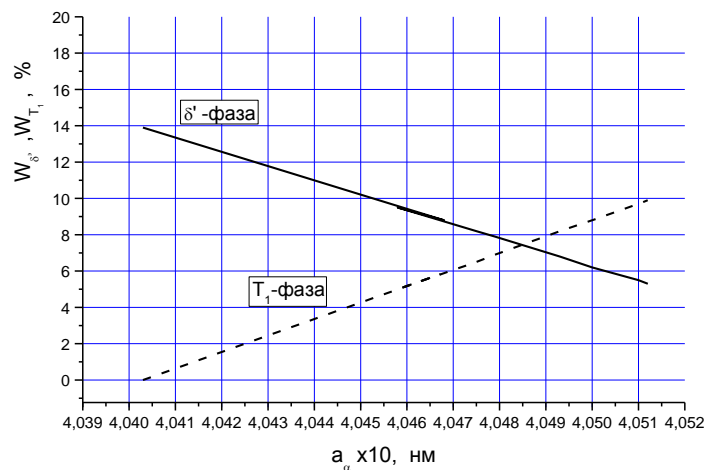


Рисунок 3.4 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1469 (Al-4,3Cu-1,4Li -0.5Mg )в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0.5\%$ .

a, A	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T_1}$	$W_{\delta}$
4,0484	0,027	0,0000	0,736	0,000	0,264
4,0486	0,026	0,0000	0,736	0,001	0,262
4,0488	0,025	0,0000	0,736	0,003	0,261
4,0489	0,025	0,0000	0,736	0,004	0,260
4,0488	0,025	0,0000	0,736	0,003	0,261
4,049	0,024	0,0000	0,736	0,005	0,260
4,0495	0,022	0,0000	0,735	0,009	0,256
4,05	0,020	0,0000	0,735	0,012	0,253
4,0543	0,000	0,0000	0,7311	0,046	0,223

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

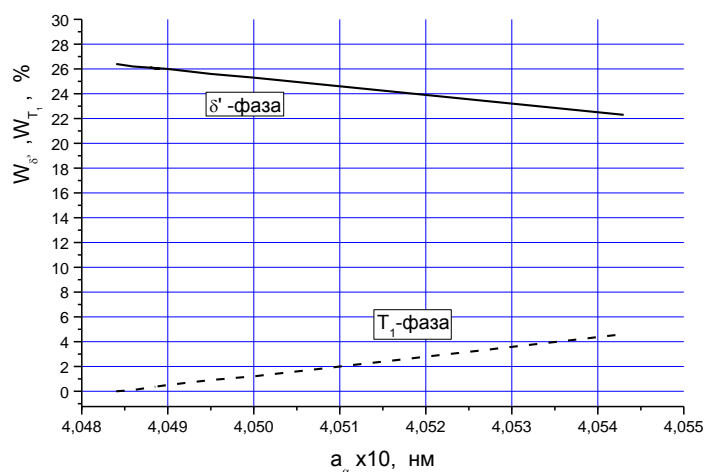


Рисунок 3.5 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2091 (Al-2,9Cu-2,25Li-1.3Mgв зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T_1}$	$W_\delta$
4,0488	0,025	0,0050	0,785	0,000	0,215
4,049	0,024	0,0050	0,785	0,002	0,214
4,05	0,020	0,0050	0,784	0,010	0,206
4,051	0,015	0,0050	0,783	0,018	0,199
4,052	0,011	0,0050	0,782	0,027	0,192
4,0525	0,008	0,0050	0,781	0,031	0,188
4,053	0,006	0,0050	0,780	0,035	0,185
4,054	0,002	0,0050	0,779	0,043	0,177
4,0543	0,000	0,0050	0,7791	0,046	0,175

a, Å	$W_\delta$	$W_{T_1}$
4,0488	21,5	0,0
4,0490	21,4	0,2
4,0500	20,6	1,0
4,0510	19,9	1,8
4,0520	19,2	2,7
4,0525	18,8	3,1
4,0530	18,5	3,5
4,0540	17,7	4,3
4,0543	17,5	4,6

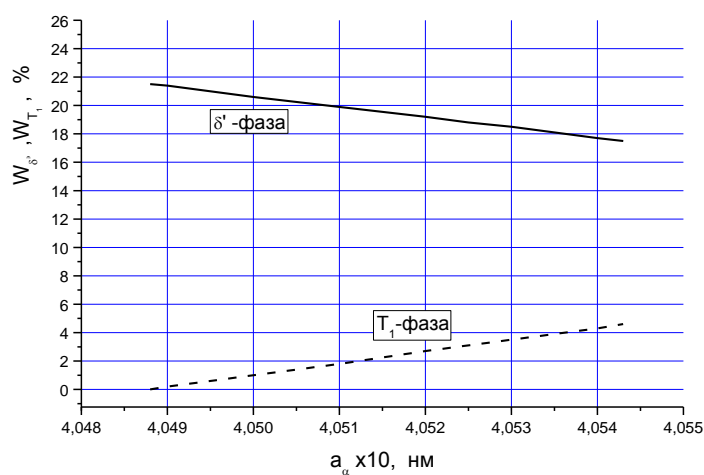


Рисунок 3.6 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2091 (Al-2,9Cu-2,25Li-1.3Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0.5\%$ .



a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T_1}$	$W_\delta$
4,0477	0,022	0,0000	0,689	0,000	0,311
4,0479	0,021	0,0000	0,689	0,002	0,309
4,048	0,020	0,0000	0,689	0,003	0,309
4,0484	0,018	0,0000	0,688	0,005	0,306
4,0488	0,016	0,0000	0,688	0,008	0,304
4,049	0,016	0,0000	0,688	0,010	0,302
4,0495	0,013	0,0000	0,687	0,014	0,299
4,05	0,011	0,0000	0,687	0,017	0,296
4,0525	0,000	0,0000	0,6849	0,035	0,280

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

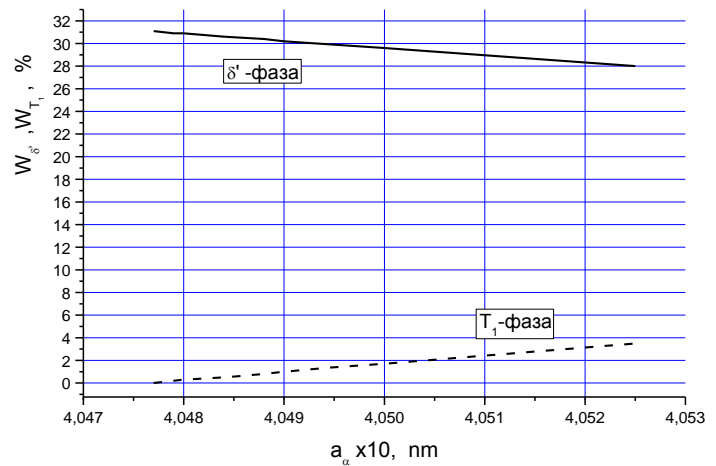


Рисунок 3.7 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1440 (Al-1.5Cu-2.4Li-0,8Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0\%$ .

a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T_1}$	$W_\delta$
4,0479	0,021	0,0050	0,734	0,000	0,266
4,048	0,020	0,0050	0,734	0,000	0,265
4,0485	0,018	0,0050	0,734	0,004	0,262
4,049	0,016	0,0050	0,733	0,008	0,259
4,05	0,011	0,0050	0,732	0,016	0,252
4,051	0,006	0,0050	0,731	0,024	0,245
4,0515	0,004	0,0050	0,731	0,028	0,242
4,052	0,002	0,0050	0,730	0,031	0,238
4,0525	0,000	0,0050	0,7299	0,035	0,235

a, Å	$W_\delta$	$W_{T_1}$
4,0479	26,6	0,0
4,0480	26,5	0,0
4,0485	26,2	0,4
4,0490	25,9	0,8
4,0500	25,2	1,6
4,0510	24,5	2,4
4,0515	24,2	2,8
4,0520	23,8	3,1
4,0525	23,5	3,5

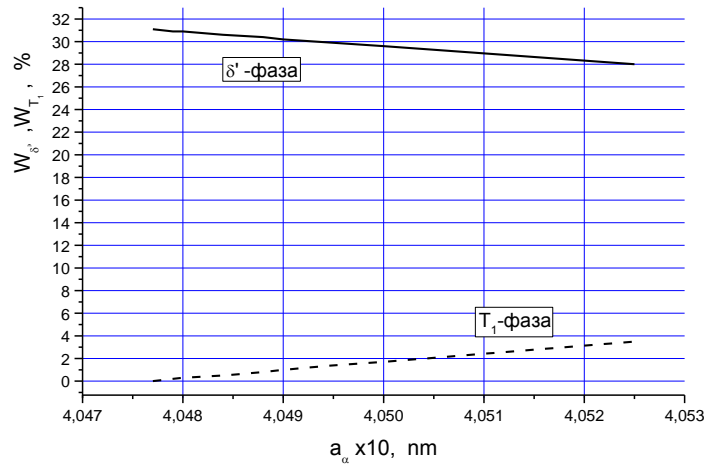


Рисунок 3.8 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 1440 (Al-1.5Cu-2.4Li-0,8Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0\%$ .

a, Å	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T_1}$	$W_{\delta}$
4,0477	0,014	0,0000	0,852	0,064	0,084
4,0479	0,014	0,0000	0,852	0,066	0,083
4,048	0,013	0,0000	0,852	0,067	0,082
4,0484	0,011	0,0000	0,851	0,070	0,079
4,0488	0,009	0,0000	0,851	0,074	0,075
4,049	0,008	0,0000	0,851	0,076	0,074
4,0495	0,006	0,0000	0,850	0,080	0,070
4,05	0,004	0,0000	0,850	0,085	0,066
4,0508	0,000	0,0000	0,8487	0,092	0,060

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0477	8,4	6,4
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

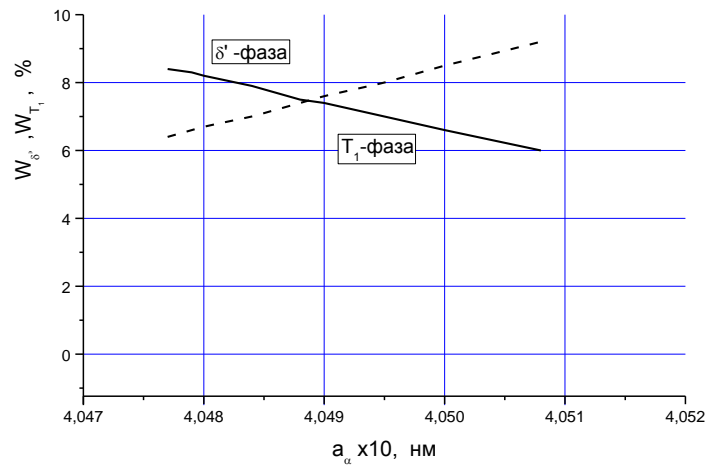


Рисунок 3.9 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2195 (Al-4Cu-1,0Li-0,4Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0\%$ .

a, Å	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T_1}$	$W_{\delta}$
4,0413	0,044	0,0050	0,916	0,000	0,084
4,0479	0,014	0,0050	0,908	0,064	0,028
4,048	0,013	0,0050	0,908	0,065	0,027
4,0484	0,011	0,0050	0,907	0,069	0,024
4,0488	0,009	0,0050	0,907	0,073	0,021
4,049	0,008	0,0050	0,907	0,074	0,019
4,0495	0,006	0,0050	0,906	0,079	0,015
4,05	0,004	0,0050	0,905	0,084	0,011
4,0508	0,000	0,0050	0,9045	0,092	0,004

a, Å	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
4,0413	8,4	0,0
4,0479	2,8	6,4
4,0480	2,7	6,5
4,0484	2,4	6,9
4,0488	2,1	7,3
4,0490	1,9	7,4
4,0495	1,5	7,9
4,0500	1,1	8,4
4,0508	0,4	9,2

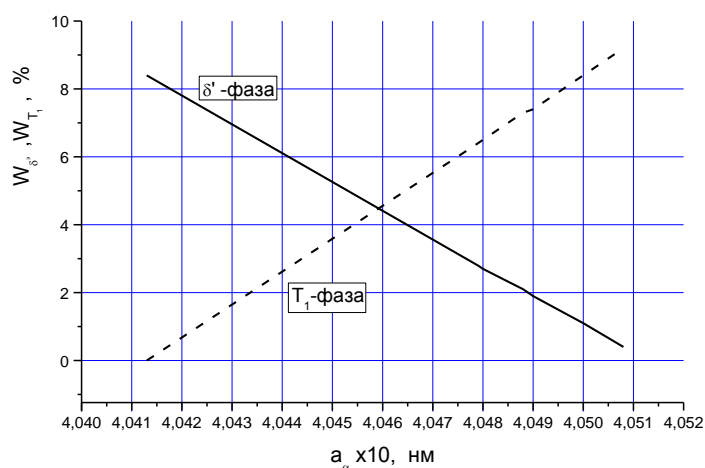


Рисунок 3.10 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2195 (Al-4Cu-1,0Li-0,4Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0.5\%$ .

a, Å	$X_{Cu}^\alpha$	$X_{Li}^\alpha$	$W_\alpha$	$W_{T1}$	$W_\delta$
4,0431	0,037	0,0000	0,862	0,000	0,138
4,0439	0,034	0,0000	0,861	0,007	0,132
4,0436	0,035	0,0000	0,861	0,004	0,134
4,048	0,015	0,0000	0,856	0,044	0,099
4,0488	0,011	0,0000	0,856	0,052	0,093
4,049	0,010	0,0000	0,855	0,054	0,091
4,0495	0,008	0,0000	0,855	0,058	0,087
4,05	0,006	0,0000	0,854	0,063	0,083
4,0513	0,000	0,0000	0,853	0,074	0,073

a, Å	$W_\delta$	$W_{T1}$
4,0431	13,8	0,0
4,0439	13,2	0,7
4,0436	13,4	0,4
4,0480	9,9	4,4
4,0488	9,3	5,2
4,0490	9,1	5,4
4,0495	8,7	5,8
4,0500	8,3	6,3
4,0513	7,3	7,4

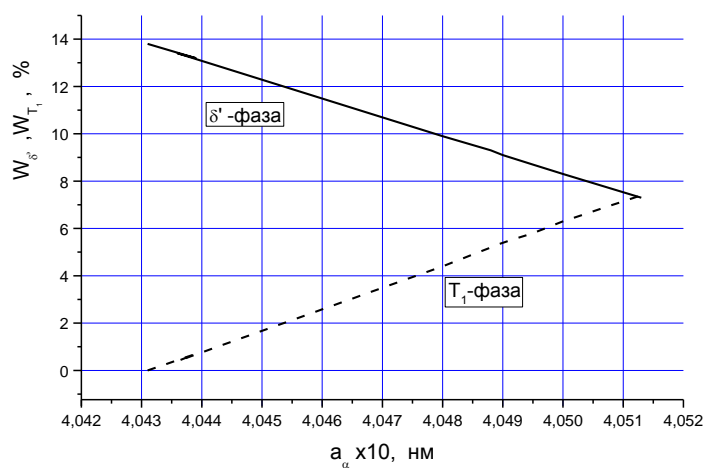


Рисунок 3.11 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2198 (Al-3,2Cu-1,0Li-0,5Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha=0\%$ .

a, A	$X_{Cu}^{\alpha}$	$X_{Li}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{T_1}$	$W_{\delta}$
4,0436	0,035	0,0050	0,918	0,000	0,082
4,0439	0,034	0,0050	0,918	0,003	0,079
4,0436	0,035	0,0050	0,918	0,000	0,082
4,048	0,015	0,0050	0,913	0,043	0,044
4,0488	0,011	0,0050	0,912	0,050	0,038
4,049	0,010	0,0050	0,912	0,052	0,036
4,0495	0,008	0,0050	0,911	0,057	0,032
4,05	0,006	0,0050	0,911	0,062	0,028
4,0513	0,000	0,0050	0,9091	0,074	0,017

a, A	$W_{\delta}$	$W_{T_1}$
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

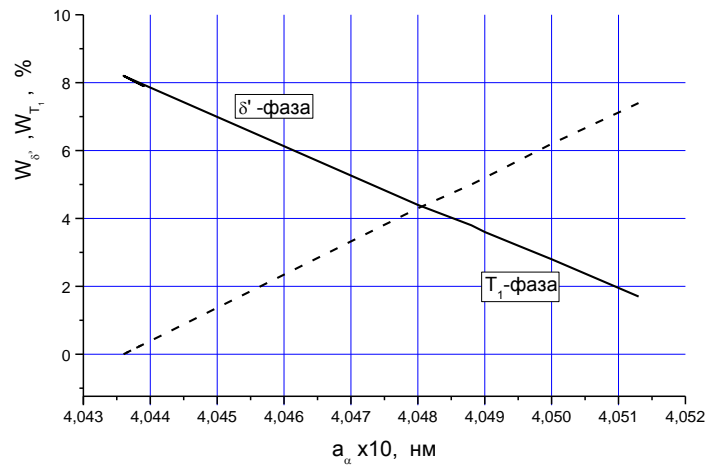


Рисунок 3.12 . Соотношение  $\delta'$  и  $T_1$ - фаз в сплаве 2198 (Al-3,2Cu-1,0Li-0,5Mg) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_{\alpha}$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^{\alpha}=0,5\%$ .

### 3.2. Метод оценки объемных эффектов превращения в алюминиевых сплавах

Количественное соотношение фаз в сплавах позволяет рассчитывать объемные и линейные изменения размеров, сопровождающие термообработку. В работе [65] представлены основные уравнения для расчета изменений объемных и линейных размеров алюминиевых сплавов в результате реакций растворения/выделения связанных с термообработкой.

На изменение плотности и удельного объема при изменении состава твердого раствора на основе алюминия влияет не только изменение параметра решетки, но также замещение легирующими элементами с атомным весом отличным от алюминия. Поэтому 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 рассчитан следующим образом:

$$V = \frac{N_A a^3}{An} \quad (3.2)$$

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), для двойного твердого раствора величина параметра рассчитывается из (1);  $A$  -атомный вес;  $n$  –число атомов на элементарную ячейку =4; для чистого Al:  $a_{Al}=4,0493 \times 10^{-8}$  см;  $A_{Al}=26,98$  г/моль;  $V_{Al}=0,3705$  см<sup>3</sup>/г. Для твердого раствора атомный вес рассчитывается из соотношения:

$$A = \frac{yA_B + (100 - y)A_{Al}}{100} \quad (3.3)$$

Где:  $y$  – атомный процент легирующего элемента;  $A$ - атомный вес твердого раствора;  $A_B$ -атомный вес легирующего элемента.

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

$$\frac{\Delta V}{V_{Al}} = \frac{V_s - V_{Al}}{V_{Al}} \quad (3.4)$$

где  $V_S$  – удельный объем твердого раствора.

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

$$V_m = \frac{W_A V_A + W_B V_B}{100} \quad (3.5)$$

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.

Количество слагаемых в этом выражении равно количеству фаз. Изменение удельного объема твердого раствора при изменении его концентрации и одновременное изменение количества второй фазы оказывают основное влияние на процессы растворения/выделения.

Относительное изменение объема равно:

$$\frac{\Delta V}{V_1} = \frac{V_2 - V_1}{V_1} \quad (3.6),$$

В табл.3.2 приведены данные необходимые для вычисления объемных эффектов в некоторых алюминиевых сплавах.

Таблица 3.2. Данные для расчета фазового состава сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Mg-Li, Al-Cu-Li

Элемент	$\left( \frac{\Delta a}{\Delta X} \right)$	$\left( \frac{\Delta a}{\Delta Y} \right)$	Фаза	Конц-ция легир. элем. (X)	Удельный объем ( $V_B$ )
	(Å/ мас.%) $\times 10^3$	(Å/ ат.%) $\times 10^3$		Масс.%	
Al (основа)	-	-	-	-	0,3705
Mg	+5,18	+4,62	$\beta$ (Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub> )	37,6	0,448
Cu	-2,19	-5,10	$\Theta$ (Al <sub>2</sub> Cu)	54,2	0,2299
			$\Theta'$ (Al <sub>2</sub> Cu)	54,2	0,2472
			$\Theta''$	44,0	0,2611
Zn	-0,30	-0,73	-	-	-
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)	5.53Li 51.07Cu	0,3211

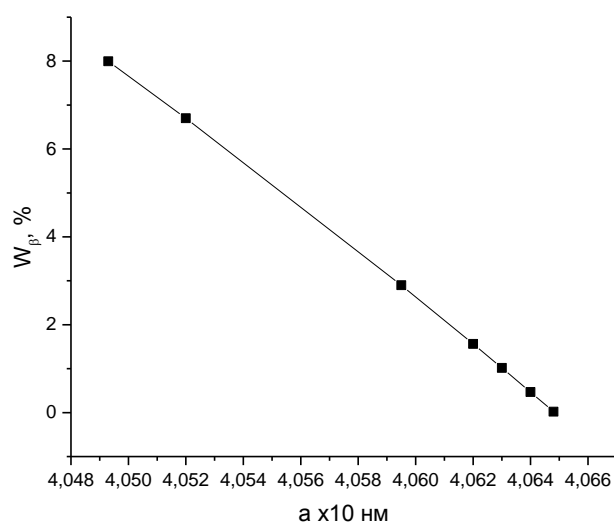


Mg+Li	-	-	S <sub>1</sub> (Al <sub>2</sub> MgLi)	8,1Li 28,5Mg	0,5602
Mg-Zn			MgZn <sub>2</sub>	15,67 Mg	0,195

На рис. 3.13-3.15 и в табл. 3.3, 3.4 приведены примеры расчетов объемных эффектов для сплавов Al-3Mg, Al-5Mg, Al-3Cu, Al-Mg-Li (1420) и Al-Cu-Li (1460). Величина объемного эффекта рассчитана на один объемный процент выделившейся фазы. В расчетах объемных эффектов для тройных сплавов Al-Mg-Li и Al-Cu-Li, в которых присутствуют несколько интерметаллидных фаз ( $\delta'$ , T<sub>1</sub> и S<sub>1</sub>) учитывали только фазовые превращения, при которых количество одной из фаз оставалось неизменным и весь объемный эффект можно было отнести к другой фазе (Табл. 3.3 и 3.4).

a	$m_{Mg}^{\alpha}$	$m_{Al}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{\beta}$	$V_{\alpha}$	$V_{\beta}$	$V_{\text{сплава}}$	$\frac{\Delta V}{(V \times W_{\beta})}$
Å	%			см <sup>3</sup> /г			%	
4,0493	0,0	100,0	92,0	8,0	0,3705	0,4480	0,3767	0,17
4,052	0,5	99,5	93,3	6,7	0,3707	0,4480	0,3759	0,17
4,0595	2,0	98,0	97,1	2,9	0,3713	0,4480	0,3735	0,17
4,062	2,5	97,5	98,4	1,6	0,3715	0,4480	0,3727	0,17
4,063	2,6	97,4	99,0	1,0	0,3715	0,4480	0,3723	0,16
4,064	2,8	97,2	99,5	0,5	0,3716	0,4480	0,3720	0,16
4,0648	3,0	97,0	100,0	0,0	0,3717	0,4480	0,3717	

(a)

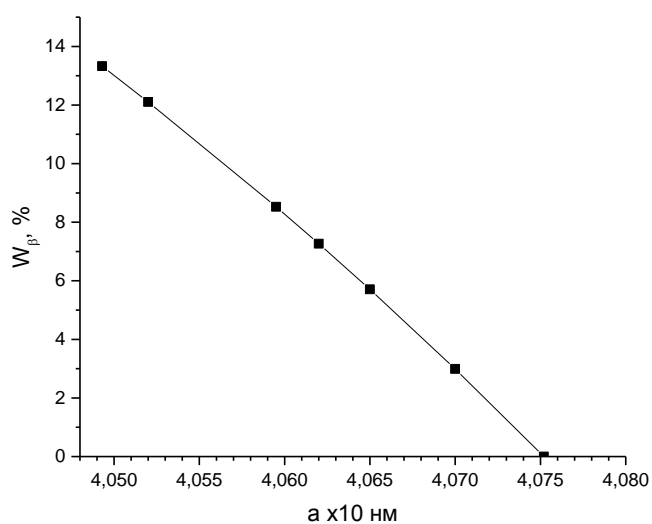


(б)

Рисунок 3.13. Схема расчета объемного эффекта от выделения  $\beta$ -фазы в сплаве Al-3Mg (а) и зависимость количества  $\beta$ -фазы в сплаве Al-3Mg от периода решетки (б)

a	$m_{Mg}^{\alpha}$	$m_{Al}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{\beta}$	$V_{\alpha}$	$V_{\beta}$	$V_{\text{сплава}}$	$\frac{\Delta V}{(V \times W_{\beta})}$
Å	%				см <sup>3</sup> /г			%
4,0493	0,0	100,0	92,0	13,3	0,3705	0,4480	0,3808	0,18
4,052	0,5	99,5	93,3	12,1	0,3707	0,4480	0,3801	0,19
4,0595	2,0	98,0	97,1	8,5	0,3713	0,4480	0,3778	0,19
4,062	2,5	97,5	98,4	7,3	0,3715	0,4480	0,3770	0,20
4,065	3,0	97,0	99,0	5,7	0,3717	0,4480	0,3760	0,20
4,07	4,0	96,0	99,5	3,0	0,3721	0,4480	0,3743	0,24
4,0752	5,0	95,0	100,0	0,0	0,3724	0,4480	0,3724	0,20

(a)

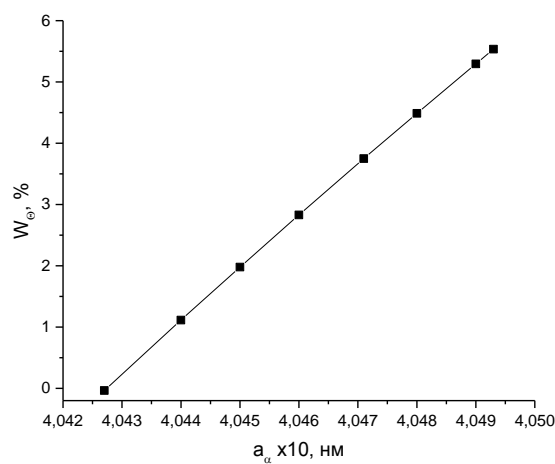


(б)

Рисунок 3.14. Схема расчета объемного эффекта от выделения  $\beta$ -фазы в сплаве Al-5Mg (а) и зависимость количества  $\beta$ -фазы в сплаве Al-5Mg от периода решетки (б)

a	$m_{Cu}^{\alpha}$	$m_{Al}^{\alpha}$	$W_{\alpha}$	$W_{\Theta}$	$V_{\alpha}$	$V_{\Theta}$	$V_{\text{сплава}}$	$\Delta V / (V_{\alpha} \times W_{\Theta})$
Å	%			см <sup>3</sup> /Г			%	
4,0493	0,0	100,0	0,932	0,068	0,3706	0,2611	0,3631	0,028
4,049	0,1	99,9	0,935	0,065	0,3702	0,2611	0,3631	0,028
4,048	0,6	99,4	0,945	0,055	0,3689	0,2611	0,3630	0,028
4,047	1,0	99,0	0,955	0,045	0,3677	0,2611	0,3628	0,027
4,046	1,5	98,5	0,965	0,035	0,3664	0,2611	0,3627	0,027
4,045	2,0	98,0	0,975	0,025	0,3652	0,2611	0,3626	0,027
4,044	2,4	97,6	0,986	0,014	0,3640	0,2611	0,3625	0,026
4,0427	3,0	97,0	1,000	0,000	0,3623	0,2611	0,3624	0,027

(a)



(б)

Рисунок 3.15. Схема расчета объемного эффекта от выделения  $\beta$ -фазы в сплаве Al-3Cu (а) и зависимость количества  $\Theta$ -фазы в сплаве Al-3Cu от периода решетки (б)

Таблица 3.3. Схема расчета объемного эффекта от выделения  $S_1$ - и  $\delta'$ -фаз в сплаве 1420 (Al-5,2Mg-2,1Li)

a, Å	$X_{Mg}^{\alpha}$ , %	$X_{Li}^{\alpha}$ , %	$W_{\alpha}$ , %	$W_S$ , %	$W_{\delta'}$ , %	$V_{\alpha}$ , см <sup>3</sup> /Г	$V_{\delta'}$	$V_S$	$V_{\text{сплава}}$	$\Delta V / (V \times W_{\delta'})$
4,0493	0,9	1,0	84,6	15,4	0,0	0,3830	0,460 0	0,5602	0,4104	
4,061	2,3	1,0	84,5	11,6	4,0	0,3855	0,460 0	0,5602	0,4086	
4,071	4,2	1,0	84,4	5,8	9,8	0,3892	0,460 0	0,5602	0,4061	
4,074	4,8	1,0	84,3	4,1	11, 5	0,3903	0,460 0	0,5602	0,4053	
4,075	5,0	1,0	84,3	3,6	12, 1	0,3906	0,460 0	0,5602	0,4051	
4,0755	5,1	1,0	84,3	3,3	12, 4	0,3908	0,460 0	0,5602	0,4049	
4,0689	3,8	1,0	84,4	7,0	8,6	0,3884	0,460 0	0,5602	0,4066	0,009
4,0704	4,1	0,5	78,7	7,0	14, 3	0,3835	0,460 0	0,5602	0,4068	0,010
4,0718	4,3	0,0	73,7	7,0	19, 3	0,3786	0,460 0	0,5602	0,4070	0,009
										0,009
4,0714	4,3	1,0	84,4	5,6	10, 0	0,3893	0,460 0	0,5602	0,4060	0,121
4,0624	2,5	0,5	78,8	11,3	10, 0	0,3806	0,460 0	0,5602	0,4087	0,124
4,0534	0,8	0,0	73,8	16,2	10, 0	0,3720	0,460 0	0,5602	0,4112	0,121
										0,122

Таблица 3.4. Схема расчета объемного эффекта от выделения  $T_1$ - и  $\delta'$ -фаз в сплаве 1460(Al-3Cu-2Li)

a, Å	$X_{Mg}^\alpha$ , %	$X_{Li}^\alpha$ , %	$W_\alpha$ , %	$W_S$ , %	$W_{\delta'}$ , %	$V_\alpha$ , см <sup>3</sup> /г	$V_{\delta'}$	$V_S$	$V_{\text{сплава}}$	$\Delta V / (V \times W_{\delta'})$
4,0407	3,9	0,3	76,1	0,0	3,9	0,3625	0,458 3	0,321 1	0,385 4	
4,045	2,0	0,3	75,7	3,0	2,0	0,3679	0,458 3	0,321 1	0,385 8	
4,046	1,5	0,3	75,6	3,6	1,5	0,3691	0,458 3	0,321 1	0,385 9	
4,047	1,1	0,3	75,5	4,3	1,1	0,3704	0,458 3	0,321 1	0,386 0	
4,0475	0,8	0,3	75,4	4,7	0,8	0,3710	0,458 3	0,321 1	0,386 0	
4,0491	0,1	0,3	75,3	5,7	0,1	0,3730	0,458 3	0,321 1	0,386 2	
4,0463	1,4	1,0	83,5	3,6	12,8	0,3656	0,458 3	0,321 1	0,375 8	0,110
4,0461	1,5	0,5	78,1	3,6	18,3	0,3620	0,458 3	0,321 1	0,378 1	0,091
4,0459	1,6	0,0	73,2	3,6	23,1	0,3579	0,458 3	0,321 1	0,379 8	0,101
										0,101
4,045	2,0	0,5	78,2	2,9	19,0	0,3645	0,458 3	0,321 1	0,381 0	0,882
4,0482	0,5	0,3	75,8	5,1	19,0	0,3557	0,458 3	0,321 1	0,373 4	0,858
4,0491	0,1	0,3	75,3	5,7	19,0	0,3534	0,458 3	0,321 1	0,371 5	0,873
										0,871

На рис. 3.16 представлены результаты расчета объемных эффектов при выделении некоторых интерметаллидных фаз в алюминиевых сплавах. Для

сплавов Al-Cu минимальный объемный эффект соответствует выделению равновесной  $\Theta$ - фазы. Для сплавов с литием более высокие значения объемных эффектов характерны для тройных фаз ( $T_1, S_1$ ). Важно отметить, что для сплавов Al-Cu-Li характерны значительно более высокие значения объемных эффектов 0,87% для  $T_1$  и 0,1% для  $\delta'$ -фазы, в то время как для сплавов Al-Mg-Li для тройной  $S_1$ -фазы он равен 0,12%, а для  $\delta'$ -фазы он на порядок меньше, чем объемный эффект для той же фазы в сплавах системы Al-Cu-Li. Этот факт до сих пор не рассматривался металловедцами в плане принципиальных различий этих систем легирования с точки зрения деформационной стабильности, которая должна быть выше для сплавов системы Al-Cu-Li по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Li.

В то же время выделение тройной фазы ( $T_1$ ) в этих сплавах из-за очень высокого положительного объемного эффекта может приводить к значительным внутренним напряжениям и связанным с этим негативным последствиям при изготовлении деталей лезвийной обработкой из полуфабрикатов толстого сечения. В этом случае из-за неравномерности распада по сечению может формироваться градиент напряжений одного знака от центра к периферии плит, который может накапливаться при удалении поверхностных слоев и приводить к сильной деформации деталей.

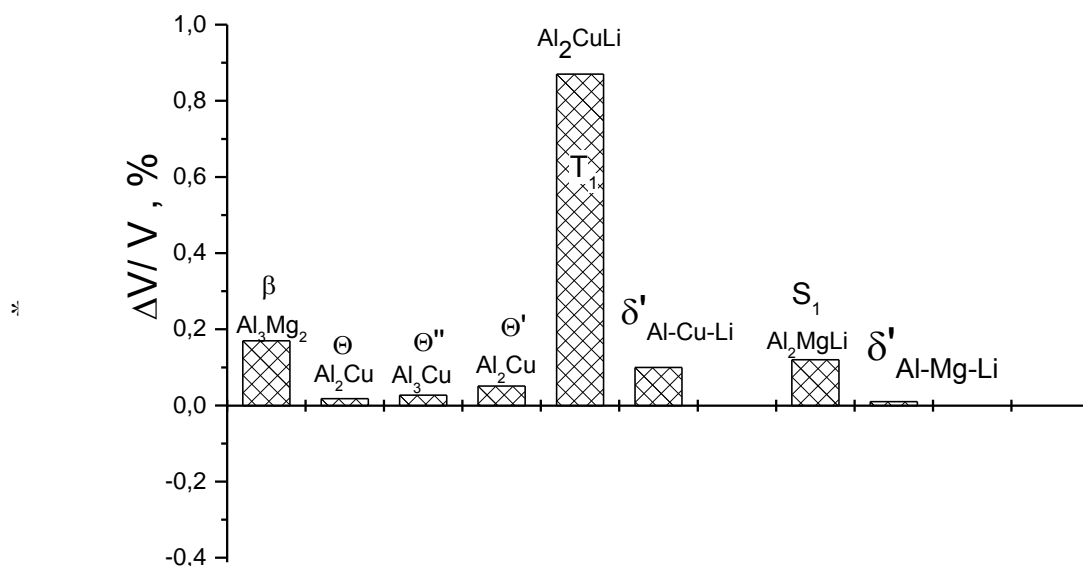


Рисунок 3.16. Значения объемного эффекта выделения алюминидов из твердого раствора, рассчитанные на один процент выделившейся фазы

С другой стороны, такой значительный объемный эффект в сочетании с тем фактом, что в сплавах системы Al-Cu-Li доля тройной фазы существенно ниже, чем в сплавах системы Al-Mg-Li дает возможность минимизировать выделение тройной фазы в Al-Cu-Li сплавах. Это возможно реализовать только на основе тщательного контроля механизма распада твердого раствора, что делает предлагаемый метод фазового анализа практически важным для оптимизации всего комплекса технологических операций изготовления изделий из сплавов данного типа.



### Выводы по 3-ей главе

1. Методика количественного фазового анализа для сплавов системы Al-Cu-Li скорректирована применительно к сплавам системы Al-Cu-Li-Mg, при этом в расчетах приняли известный из литературы экспериментальный факт одинаковой концентрации магния в твердом растворе и  $\delta'$ - фазе.
2. С использованием разработанной методики показано, что 1% магния всего на 0,4% увеличивает долю интерметаллидных фаз в сплавах Al-Cu-Li-Mg, но при этом существенно увеличивает концентрацию магния в твердом растворе, что сопровождается заметным увеличением периода решетки на  $\sim 0,004$  Å. Это должно оказывать существенное влияние на физико-химические свойства сплавов и поэтому может эффективно использоваться при оптимизации составов и технологий обработки сплавов системы Al-Cu-Li-Mg.
3. Показано, что разработанные методики оценки количественного соотношения интерметаллидных фаз в алюминиевых сплавах позволяет эффективно оценивать объемные изменения в сплавах при термообработке и пластической деформации.
4. Для сплавов Al-Cu объемные эффекты при выделении равновесной  $\Theta$ -фазы и неравновесных  $\Theta'$  и  $\Theta''$ -фаз очень малы ( $< 0,1\%$ ), что объясняет выделение дисперсных частиц этих фаз из пересыщенного твердого раствора даже при естественном старении, при этом минимальный объемный эффект соответствует выделению равновесной  $\Theta$ - фазы (0,01%), а для неравновесных фаз он заметно выше (0,027% для  $\Theta''$ -фазы и 0,051% для  $\Theta'$ -фазы).
5. Для тройных сплавов систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li, в которых присутствуют несколько интерметаллидных фаз ( $\delta'$ ,  $T_1$  и  $S_1$ ) при расчетах объемных эффектов учитывали только фазовые превращения, при которых количество одной из фаз оставалось неизменным и весь объемный эффект можно было отнести к другой фазе.
6. Показано, что для сплавов Al-Cu-Li характерны значительно более высокие значения объемных эффектов (0,8-1,1% для  $T_1$  и  $\sim 0,1\%$  для  $\delta'$ -фазы),

по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Li (0,08-0,15% для S<sub>1</sub>-фазы и ~0,01% для δ'-фазы).

7. Впервые обнаруженные большие различия в объемных эффектах сплавов систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li должны проявляться в различиях их деформационной стабильности и накоплении повреждаемости в процессах термомеханического воздействия.

## **Глава 4. КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ НА УПРОЧНЯЮЩИЙ ЭФФЕКТ СТАРЕНИЯ, ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ AL-CU-LI.**

### *4.1. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li*

В первой части главы поставлена задача изучить закономерности влияния предварительной деформации на механизм процессов выделения интерметаллидных фаз и упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li-Mg. Во второй части главы исследовали особенности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в сплавах Al-Cu-Li-Mg с различным отношением основных легирующих элементов (Cu/Li) В-1469 (Cu/Li=2,9) и 1441 (Cu/Li=0,8).

### *4.1. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li*

Производство крупногабаритных плит и профилей из высокопрочных алюминиевых сплавов для современных широкофюзеляжных пассажирских и транспортных самолетов является актуальной научно-технической задачей [6, 128]. 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 [129]. Вместе с тем механические свойства этих сплавов высокочувствительны к комплексу микроструктурных параметров: размеру, морфологии, кристаллографической 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 [100, 130]. Однако при получении плит толщиной 40-80 мм из сплава системы Al-

Cu-LiB-1461 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 [80].

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. Одной из причин такой неоднородности может являться различия в эффективной деформации различных слоев и участков плит при процедуре предварительной деформации (ПД) растяжением на 2-3% после закалки и перед старением. Согласно результатам исследования влияния степени ПД после на механические свойства, а также количество фаз  $\delta'$ ,  $T_1$  и  $\Theta'$  в сплаве системы Al-Cu-Li, состаренного в течение 24 ч при 150°C, прочностные характеристики сплава существенно повышаются с ростом деформации растяжением, при этом количество фаз  $\delta'$  и  $\Theta'$  уменьшается, а  $T_1$ -фазы увеличивается [3, 29]. Поэтому в настоящей работе поставлена задача исследования влияния степени ПД на механические свойства и фазовый состав сплава системы Al-Cu-Li B-1461.

На Рис.4.1 приведены результаты исследования влияния степени предварительной деформации (ПД) на твердость клиновых образцов после различных режимов старения. Видно, что сама по себе деформация практически не влияет на твердость (кривые 1 на Рис.4.1 а и б). Естественное старение (кривая 1ЕС на Рис.4.1б) увеличивает твердость и эффект упрочнения усиливается со степенью деформации. Первая стадия старения (120°C) приводит к разупрочнению (кривые 2 и 2ЕС), что свидетельствует о растворении упрочняющих фаз.

Это очень интересный результат, который демонстрирует сложный характер формирования структурно-фазового состояния при многоступенчатом старении сплавов системы Al-Cu-Li. Аналогичные

результаты получены в работе [87], в которой с использованием ДСК и малоуглового рентгеновского рассеяния исследовали кинетику старения сплава AA2196 в состоянии T351– закалка, ПД на 2%, естественное старение в течении нескольких месяцев. Состав AA2196 отличается от В-1461 только, тем, что в нем нет Sc (в В-1461 содержится 0,04%), а вместо этого содержится 0,4% Ag, которого нет в сплаве В-1461. Процесс многоступенчатого старения в этой работе заменили медленным нагревом (20 град/час) до 155<sup>0</sup>С и длительной выдержкой (до 100 часов) при этой температуре. В процессе нагрева обнаружили растворение дисперсных частиц δ'-фазы, образовавшихся в основном при ЕС.

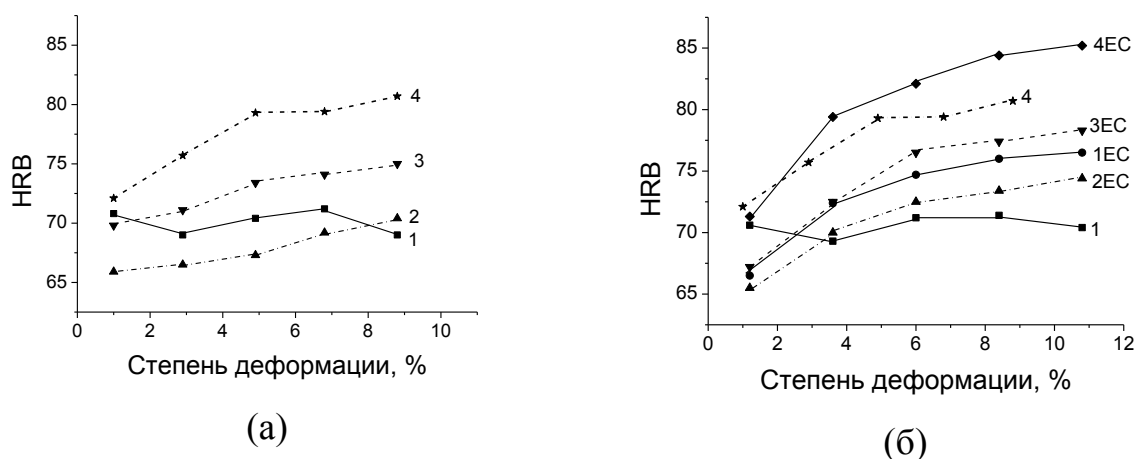


Рисунок 4.1. Зависимость твердости от степени предварительной деформации (ПД) холодной прокаткой клиновидных образцов для различных вариантов старения: (а) – искусственное старение; (б) – естественное и искусственное старение:

1(1ЕС) : 1 - закалка 540<sup>0</sup>С, 1 час, вода + ПД (1ЕС - 1 + естественное старение ~5 10<sup>6</sup>сек.);  
 2(2ЕС) : 1(ЕС) + старение при 120<sup>0</sup>С, 20 час.; 3(3ЕС) : 2(2ЕС) + старение 140<sup>0</sup>С, 24 час.;  
 4(4ЕС) : 3(3ЕС) + старение 150<sup>0</sup>С, 24 час.

Вторая ступень старения при 140<sup>0</sup>С приводит к упрочнению, интенсивность которого увеличивается с ростом степени ПД (кривые 3 и 3ЕС на Рис.4.1). Как было показано в нашей работе [100] эффект упрочнения на этой стадии обусловлен выделением Θ'-фазы. Наибольший эффект упрочнения наблюдали после третьей, заключительной ступени старения при

150<sup>0</sup>С, который особенно выражен для случая, когда ИС следует за ЕС (кривая 4ЕС на Рис.4.1б). Суммарный эффект упрочнения для этого случая существенно выше по сравнению с тем, что наблюдали в отсутствие ЕС – для большей наглядности кривую 4 из Рис.4.1а воспроизвели на Рис. 4.1б. Упрочнение на заключительной ступени старения обусловлено выделением Т<sub>1</sub>-фазы [100].

Наиболее важным результатом представляется обнаруженная сильная зависимость упрочняющего эффекта старения от степени ПД – для минимальных степеней ПД (~1%) эффект старения практически отсутствует. Возможно, что именно с этим связано различие прочностных свойств в различных сечениях плит из сплавов системы Al-Cu-Li и значительный разброс результатов испытаний в каждом из сечений [100]. Неоднородность текстуры в плитах может являться одной из причин этих эффектов. ПД для промышленных листов реализуется с помощью операции растяжения плит и величина эффективной деформация в каждом сечении будет отличаться, поскольку сплавы этой системы легирования отличаются от других сплавов алюминия выраженной анизотропией прочностных свойств, обусловленной текстурой и поэтому будут обладать разным сопротивлением деформации и соответственно иметь разную эффективную деформацию при растягивающей нагрузке. Это особенно негативно сказывается на свойствах в высотном направлении, т.к. в этом случае разрушение происходит в наиболее слабом сечении, т.е. именно в том, в котором ПД минимальна. Поэтому необходимо повысить величину ПД до 4-5% и обеспечить однородность ПД по сечению плит, заменив растяжку прокаткой.

Для выяснения причин такого сильного влияния степени ПД на упрочняющий эффект старения проведены количественные исследования изменения фазового состава сплава на разных ступенях старения для разных степеней ПД. На Рис.4.2 приведены зависимости периода решетки твердого раствора от степени ПД, которые демонстрируют немонотонный характер этих зависимостей, при этом характер этих зависимостей аналогичен для

случая ИС и ЕС+ИС. Развита нами методика количественного фазового анализа [69] позволяет на основании этих данных определить количество  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз с использованием уравнений (2). На рис.4.3 приведены изменения твердости и рассчитанных значений объемных долей  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз от степени ПД, которые имеют близкий характер для случаев искусственного и естественного старения (Рис.4.3а) и только искусственного старения (Рис.4.3б).

Следует отметить, что наиболее интенсивной прирост твердости соответствует диапазону степеней ПД от 1 до 5%, при этом увеличивается количество  $T_1$ -фазы, а количество  $\delta'$ - фазы практически не меняется. Увеличение количества  $\delta'$ - фазы в интервале степеней ПД 6-10% сопровождается незначительным приростом твердости (Рис.4.3а, б). Аналогичные результаты получили в работе [87], где исследовали сплав той же системы легирования, но ПД осуществлялась не прокаткой, а как обычно растяжением в диапазоне степеней деформации от 0 до 8% и прочность оценивали испытаниями на растяжение, которые показали увеличение предела текучести от ~320 до ~450 МПа после старения при 150<sup>0</sup>С, 24 часа. При этом количественный фазовый анализ на основе просвечивающей электронной микроскопии показал, что количества  $\delta'$ - и  $\theta'$ -фаз уменьшилось соответственно от 11 до 10% и от 1 до 0,2%, а  $T_1$ -фазы увеличилось от 0,5 до 3%.

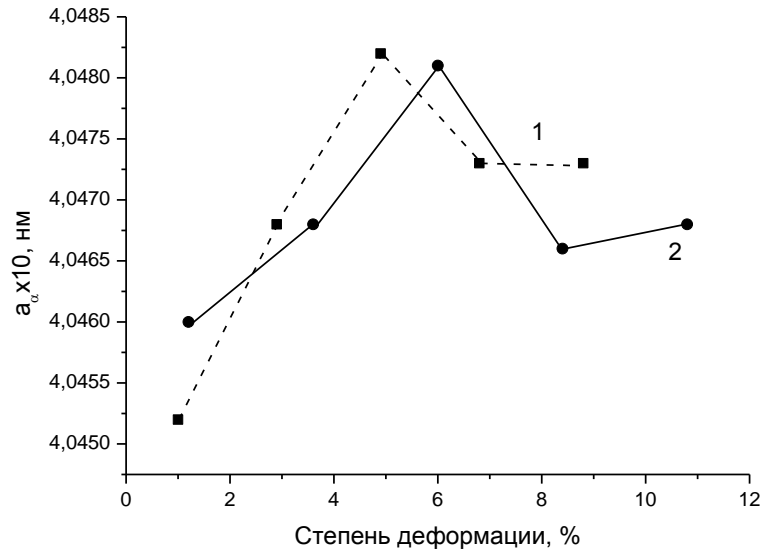


Рисунок 4.2. Зависимость периода решетки твердого раствора от степени предварительной деформации (ПД) прокаткой клинового образца и последующего естественного (ЕС) и искусственного старения (ИС) - (2) ПД+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 часа+150<sup>0</sup>С, 24 часа) или только ИС- (1) ПД+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 часа+150<sup>0</sup>С, 24 часа)

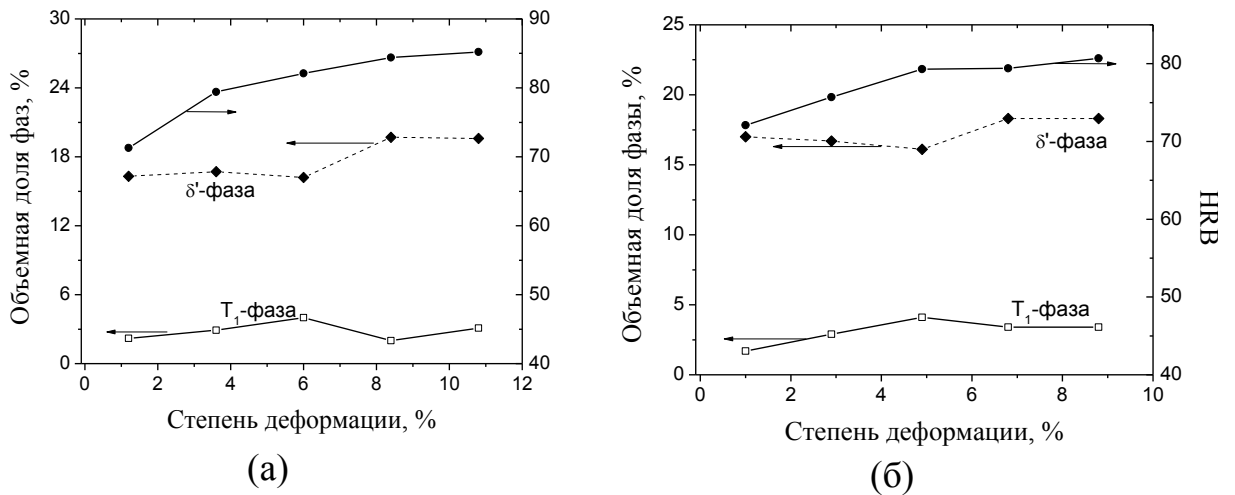


Рисунок 4.3. Зависимость количества интерметаллидных фаз и твердости от степени предварительной деформации (ПД) прокаткой клинового образца и последующего естественного (ЕС) и трехступенчатого искусственного старения (ИС) - (а) ПД+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 часа+150<sup>0</sup>С, 24 часа) или только ИС - (б) ПД+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 часа+150<sup>0</sup>С, 24 часа)



В нашем случае количество  $T_1$ -фазы увеличилось от 2 до 4% и в дальнейшем понизилось до  $\sim 3\%$  в диапазоне степеней ПД 6-10%. (см. Рис.4.3а, б). Количество  $\delta'$ -фазы составляло  $\sim 17\%$  в диапазоне степеней ПД от 1 до 6% и увеличилось до 18-19% при степенях ПД 6-10%. Из этого можно казалось бы сделать однозначный вывод о том, что основной упрочняющей фазой при искусственном старении сплавов системы Al-Cu-Li является  $T_1$ -фаза и этот вывод сделан во множестве работ, обобщенных в недавней монографии [131].

Так согласно результатам исследования влияния степени деформации при правке растяжением после обработки на твердый раствор на количество фаз  $\delta'$ ,  $T_1$  и  $\Theta'$  и механические свойства сплава Al-Cu-Li-X, состаренного в течение 24 ч при  $150^\circ\text{C}$  [87], прочностные характеристики сплава существенно повышаются с ростом деформации растяжением, при этом количество фаз  $\delta'$  и  $\Theta'$  уменьшается, а  $T_1$ -фазы увеличивается (Рис. 4.4).

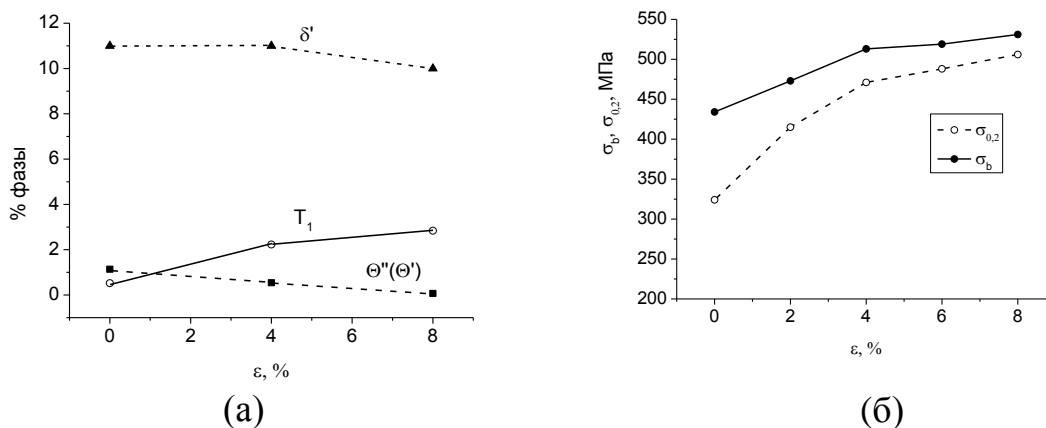


Рисунок 4.4. Зависимости количества выделившихся при старении ( $150^\circ\text{C}$ , 24 часа) интерметаллидных фаз (а) и прочности (б) сплава Al-Cu-Li-X от степени деформации при операции растяжки перед старением [87].

Этот результат трактуется в [87] в пользу тройной  $T_1$ -фазы как доминирующей в упрочнении сплавов при искусственном старении, хотя ее суммарная объемная доля меньше, чем содержание  $\delta'$ -фазы. На рис. 4.5 приведен участок рентгенограммы [29], полученной съемкой в  $\text{MoK}_\alpha$ -

излучении образца из медианного сечения плиты толщиной 80 мм из сплава 1461 после обработки на твердый раствор при 540°C, 1 ч, деформации растяжением на 2% и трехступенчатого старения (120 °C, 20 ч + 140 °C, 24 ч + 150 °C, 24 ч). О количественном соотношении фаз можно судить по относительной интенсивности сверхструктурного рефлекса (110) δ'-фазы и рефлексов (100) и (200) T<sub>1</sub>-фазы. Согласно данным рис.4.5, δ'-фаза преобладает. В медианном сечении плита имеет сильную однокомпонентную текстуру {011}<211> как твердого раствора, так и δ'-фазы, что объясняет повышенную интенсивность ее сверхструктурного рефлекса (110). Однако для T<sub>1</sub>-фазы текстура {011}<211> также предпочтительна, поскольку в соответствии с ОС для T<sub>1</sub>-фазы, в частности (001)<sub>T<sub>1</sub></sub> || (111)<sub>Al</sub>, [100]<sub>T<sub>1</sub></sub> || [110]<sub>Al</sub>, плоскость (110) твердого раствора должна быть параллельна плоскости (100) гексагональной фазы (для кубической решетки плоскость всегда нормальна одноименному направлению, а для гексагональной – только для плоскости базиса и нормальных к ней плоскостей, в том числе и {100}). О выполнении приведенных ОС для T<sub>1</sub>-фазы свидетельствует тот факт, что для сечений плиты, в которых компонент текстуры {011}<211> отсутствует, не обнаружено даже следов рефлексов T<sub>1</sub>-фазы.

Таким образом, результаты экспериментов дают основания считать, что роль T<sub>1</sub>-фазы как основного упрочнителя сплавов Al–Cu–Li преувеличена, особенно это касается сплавов, содержащих более 1,5% Li. Такой вывод следует и из результатов работы [87], в которой изучали механические свойства и фазовые превращения в сплавах 2196 и 2198 системы Al–Cu–Li, содержащих 2,9 и 3,2% Cu, а также 1,7 и 1% Li соответственно.

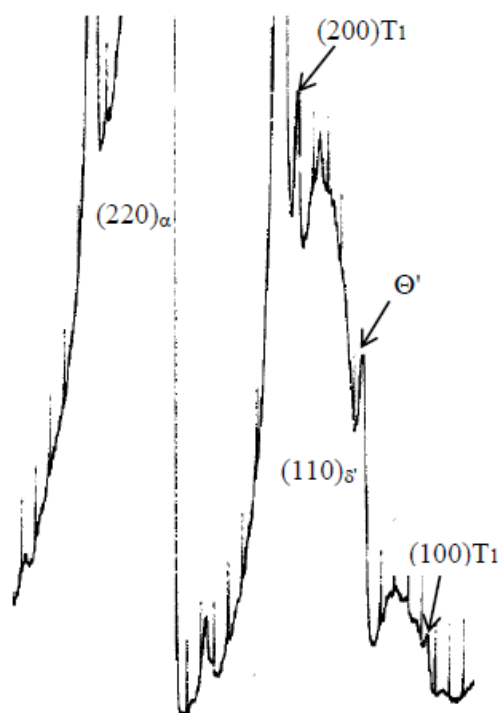


Рисунок 4.5. Рентгенограмма (MoK<sub>α</sub>-изл.) 80 мм плиты из сплава 1461: обработка на твердый раствор при 540<sup>0</sup>С, 1 час; растяжка на 2-3%; старение при 120<sup>0</sup>С, 20 час. + 140<sup>0</sup>С, 24 час. + 150<sup>0</sup>С, 24 час.; сечение // плоскости листа на удалении ~ 40 мм от его поверхности [29]

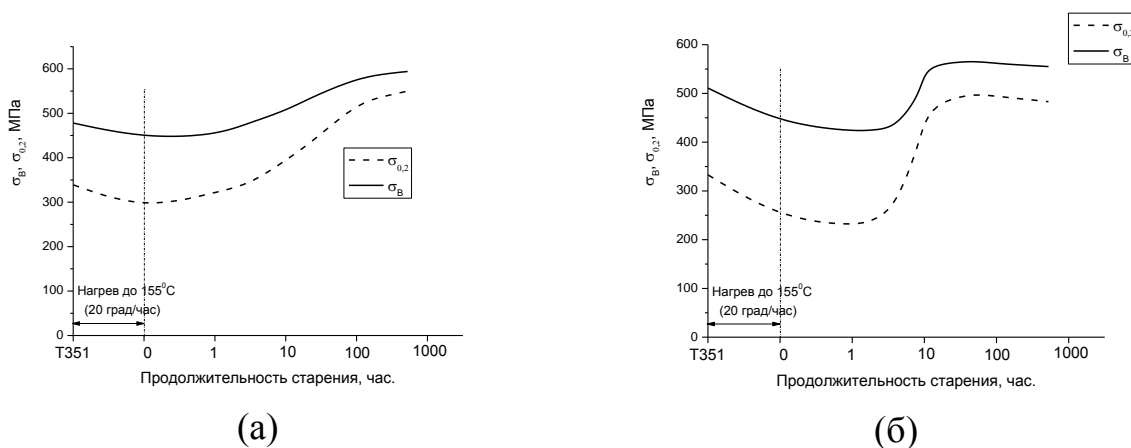


Рисунок 4.6. Зависимость от времени старения прочности на растяжение сплавов AA2196 (Al-2.9Cu-1.75Li-0,5Mg-0,4Ag-011Zr) –«а» и AA2198 ((Al-3.2Cu-0.95Li-0,5Mg-0,3Ag-011Zr) – «б»: T351 – обработка на твердый раствор + естественное старение [87].

Старение при 155 °С после закалки и деформации растяжением на 2% сплава 2196, в котором превалирует выделение δ'-фазы, обуславливает более высокие показатели прочности по сравнению со сплавом 2198 (рис. 4.6, а), в котором старение сопровождается преимущественно выделением T<sub>1</sub>-фазы (рис. 4.6, б).

Анализ ДСК-термограмм сплавов после различных режимов старения показал, что для обоих сплавов выделение  $T_1$ -фазы происходит спустя примерно 5 ч старения (рис. 4.7). Об этом свидетельствует резкое уменьшение выделения этой фазы в ДСК эксперименте после соответствующего времени старения. Тем не менее упрочнение сплава 2196 происходит как до, так и после выделения этой фазы (см. рис. 4.6, *a*), и это упрочнение может быть связано только с  $\delta'$ -фазой. Оценка двумя независимыми методами (ДСК и малоуглового рентгеновского рассеяния) показала, что максимальное количество  $\delta'$ -фазы ( $\approx 10\%$ ) соответствует состоянию после обработки на твердый раствор и естественного старения (состояние T351). Медленный нагрев до температуры старения ( $155\text{ }^\circ\text{C}$ ) приводит к растворению дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы, выделившихся при естественном старении, и их доля уменьшается с 10 до 4%. Это сопровождается заметным снижением прочностных свойств (см. рис. 4.6). Затем количество  $\delta'$ -фазы увеличивается до  $\approx 7\%$  за первые 5 ч старения и в дальнейшем практически не изменяется, при этом прочностные свойства растут непрерывно, вплоть до 1000 ч старения. Наиболее интенсивный прирост прочности сплава происходит при старении в течение 10–100 ч (см. рис. 4.6, *a*), когда уже не выделяются ни  $\delta'$ -, ни  $T_1$ -фаза.

Объяснить факт упрочнения сплава в отсутствие выделения интерметаллидных частиц можно только увеличением размера частиц  $\delta'$ -фазы (рис.4.8), которое естественно для любых процессов старения (со временем количество интерметаллидной фазы может увеличиваться или уменьшаться, а размер частиц только увеличивается). Экспериментально это наблюдали во многих работах, например, в работе [132], где по уширению рентгеновских дифракций обнаружено увеличение размера частиц  $\delta'$ -фазы с 6 до 25 нм за 24 ч старения при  $150\text{ }^\circ\text{C}$ . До сих пор механизм упрочнения, обусловленный укрупнением  $\delta'$ -фазы при постоянстве объемной доли этих частиц, не упоминался, поскольку он присущ только частицам, механизм упрочнения которых обусловлен исключительно упорядочением.

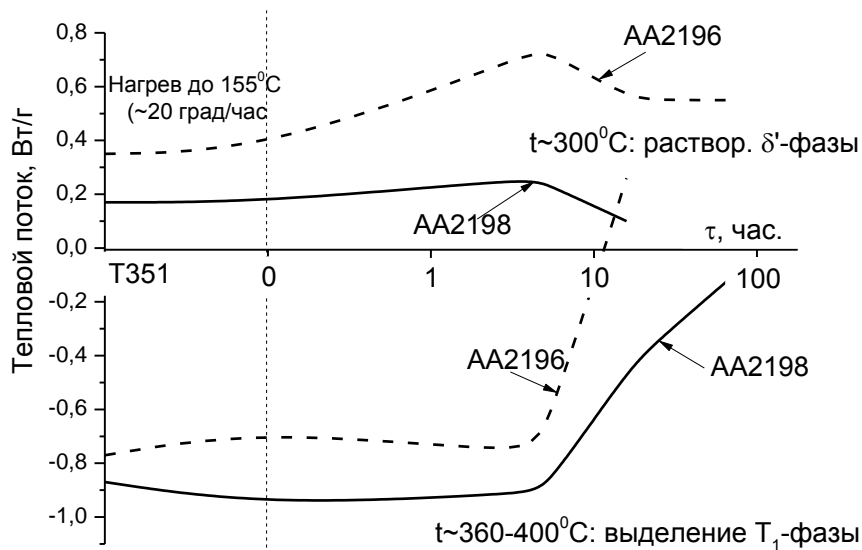


Рисунок 4.7 Амплитуды пиков на ДСК термограммах образцов сплавов AA2196 и AA2198 на различных стадиях старения: пики эндотермической реакции растворения  $\delta'$ -фазы при  $\sim 300^{\circ}\text{C}$  и экзотермического выделения  $T_1$ -фазы при  $360\text{-}400^{\circ}\text{C}$  [87].

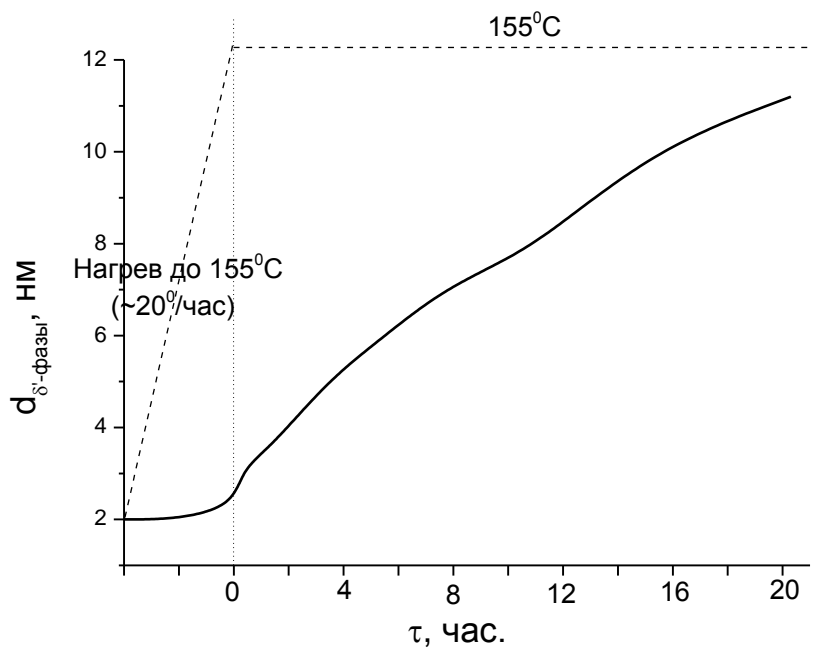


Рисунок 4.8. Изменение размера частиц при медленном нагреве и старении при  $155^{\circ}\text{C}$  сплава AA2196 [87].

Тем не менее, в большинстве работ считается безусловным фактом, что  $T_1$ -фаза является основным упрочнителем Al-Cu-Li сплавов. Однако это верно

только отчасти и в обзоре [131] приведены соображения, дополняющие эти мнения. Обусловлено это тем фактом, что упрочняющий эффект от упорядоченной по типу  $L1_2$   $\delta'$ -фазы в равной степени определяется ее количеством и размером частиц [129, 130]. В [130] дано соотношение для величины упрочнения за счет когерентных упорядоченных частиц ( $\Delta\tau$ ) в следующем виде:

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

Из этого соотношения легко получить величину упрочнения ( $\Delta\sigma$ ), умножив величину  $\Delta\tau$  на фактор Закса, который варьируется от 2,4 до 3,7 для разных ориентаций ГЦК металлов с преимущественным скольжением по  $\{111\}\langle 110\rangle$ . В работе [132] на основании измерения ширины дифракционных линий и уравнения Селякова-Шеррера (2) показано, что в процессе старения сплавов системы Al-Cu-Li происходит интенсивный рост частиц  $\delta'$ -фазы, следовательно в соответствии с уравнением (3) упрочняющий эффект должен увеличиваться при старении из-за роста частиц даже если количество фазы не увеличивается и даже уменьшается. Для количественной оценки этого эффекта можно воспользуемся изменением ширины сверхструктурной линии (110)  $\delta'$ -фазы. При исследовании различных сечений 80 мм плит (Рис.4.9 и 4.10) было обнаружено, что наряду с протяженными рефлексами от нанокристаллических частиц (НКЧ) размером 6 – 20 нм, наблюдаются «галло» от рентгеноаморфных частиц (РАЧ), размером <5 нм.

Важно отметить, что положение этого «галло» менялось в соответствии с типом текстуры твердого раствора, т.е. эти «ангстремные» частицы выделялись также когерентно, как и нанокристаллические. Так для медианного сечения плиты с однокомпонентной сильной текстурой  $\{110\}\langle 112\rangle$  (Рис.4.9) аморфное «галло» примыкает к сверхструктурному рефлексу (110)  $\delta'$ -фазы (фиг.4.9б), в то время как для подповерхностного сечения, в котором преобладает текстура с плоскостью куба в плоскости

листа (Рис.4.10а) аморфное «гало» примыкает к сверхструктурному рефлексу (100)  $\delta'$ -фазы (Рис.4.10б),

В уже упомянутой работе [87] с помощью малоуглового рентгеновского рассеяния исследовали кинетику старения при 155<sup>0</sup>С и обнаружили, что частицы  $\delta'$ -фазы, имеющие после естественного старения средний размер 2 нм, увеличивают свой размер до 6 нм за первые 5 часов старения и до 10 нм за 20 часов.

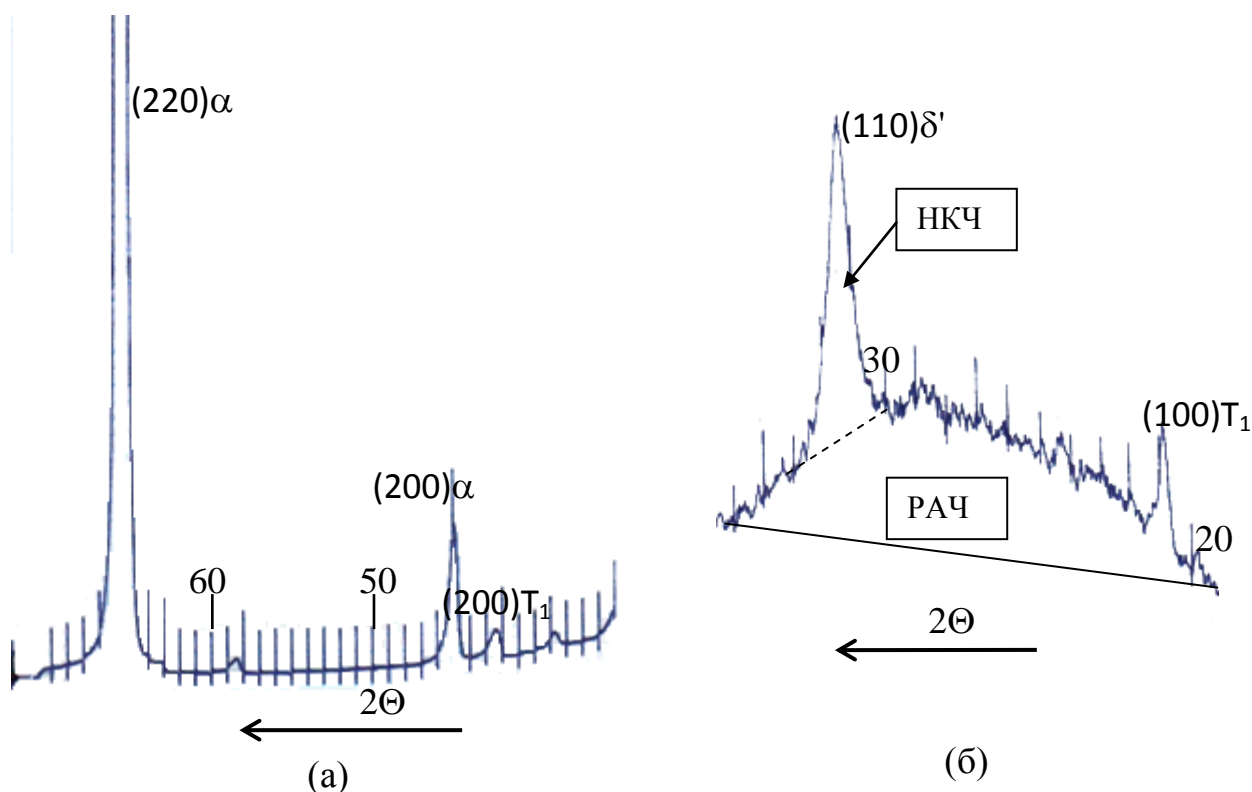


Рисунок 4.9. Участки дифрактограмм от медианного сечения 80 мм плиты сплава В-1461 с сильной однокомпонентной текстурой  $\{110\}\langle 112\rangle$ : (а) рефлексы твердого раствора алюминия; (б) рефлексы интерметаллидов, соответствующие ориентационным соотношениям:  $(110)_{\square} // (110)_{\square}$ ;  $(100)_{T1} // (110)_{\square}$ : НКЧ – нанокристаллические частицы  $\square'$ -фазы ( $D > 5$ нм); РАЧ – рентгеноаморфные частицы  $\square'$ -фазы ( $D < 5$ нм).

Наши исследования показали (Рис.4.11), что частицы  $\delta'$ -фазы состоят на всех стадиях термообработки из двух фракций, которые мы назвали НКЧ и РАЧ, при этом их соотношение меняется, но доля НКЧ не превышает 20%. Естественное старение снижает долю НКЧ (Рис.4.11б) по сравнению с образцом без естественного старения (Рис.4.11а). Первая ступень старения

приводит к снижению количества  $\delta'$ -фазы (Рис.4.11в), причем доля РАЧ снижается более значительно по сравнению с НКЧ, что подтверждает результаты работы [87], в которой наблюдали растворение на стадии медленного нагрева до температуры старения наиболее дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы, выделившихся при естественном старении.

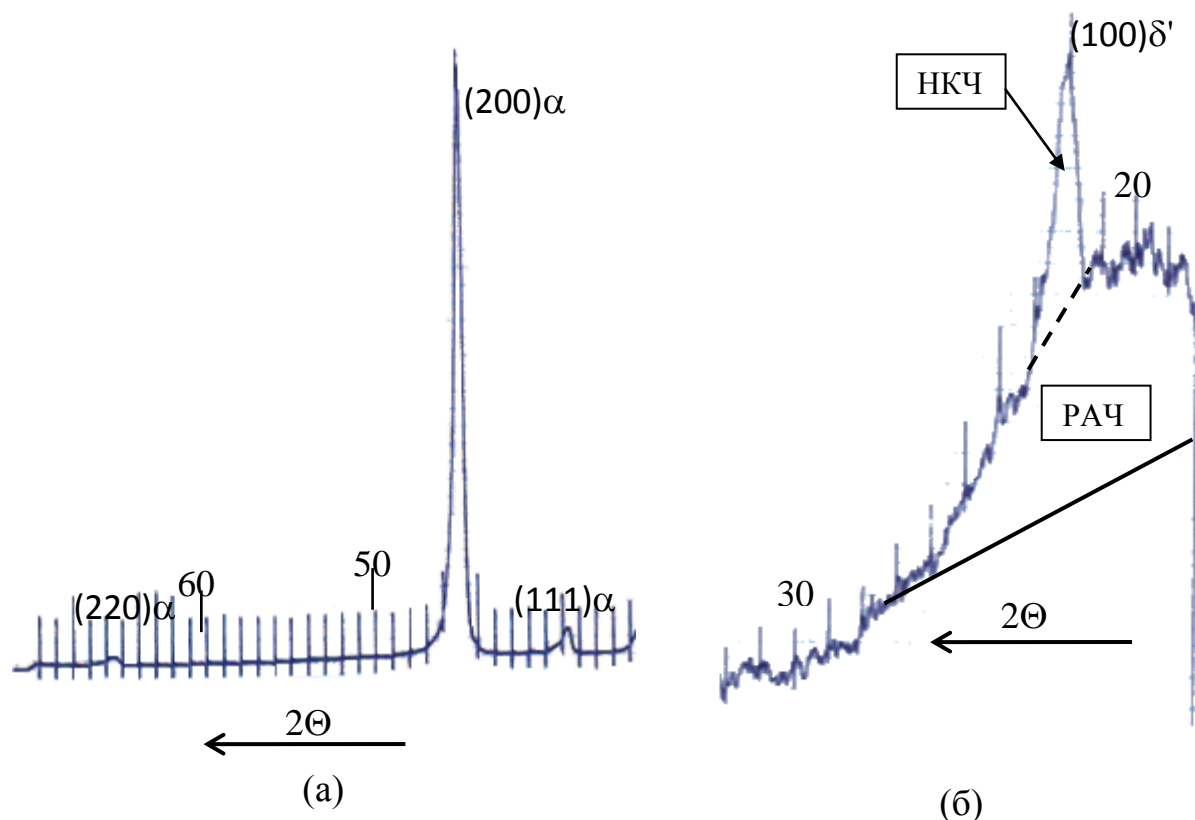


Рисунок 4.10. Участки дифрактограмм от 1/4 сечения 80 мм плиты сплава В-1461 с текстурой  $\{100\}\langle 011\rangle$ : (а) рефлексы твердого раствора алюминия; (б) рефлекс  $(100)\square'$ -фазы, соответствующий ОС:  $(100)\square'/(100)\square$ : НКЧ – нанокристаллические частицы  $\square'$ -фазы ( $D > 5\text{нм}$ ); РАЧ – рентгеноаморфные частицы  $\square'$ -фазы ( $D < 5\text{нм}$ ).

Следует отметить заметное утонение сверхструктурной линии на всех ступенях старения, что свидетельствует об увеличении размера частиц  $\delta'$ -фазы. Расчеты по уравнению Селякова-Шеррера показали, что трехступенчатое искусственное старение приводит к увеличению размеров нанокристаллической фракции  $\delta'$ -фазы от 7-8 до 17-19 нм. (Рис.4.11). Для рентгеноаморфной фракции такую оценку сделать невозможно, но мы



полагаем, что результаты измерений методом малоуглового рассеяния [11] на ранних этапах старения дают возможность оценить увеличение размеров РАФ  $\delta'$ -фазы, которое по нашему мнению составляет рост от 2 до 4 нм. На Рис.4.12 показаны зависимости величины упрочнения от частиц  $\delta'$ -фазы в зависимости от количества фазы и размеров частиц, рассчитанные по уравнению (3). Количество  $\delta'$ -фазы оценено по нашей методике в 16-19% . Это дает для случая, когда НКЧ и РАЧ находятся в соотношении 20:80 величину упрочнения в 80-120 МПа., что ниже полного эффекта упрочнения от старения - 140-160 МПа, но составляет значительную его часть и может конкурировать с эффектом упрочнения от медьсодержащих фаз ( $T_1$  и  $\theta'$ ).

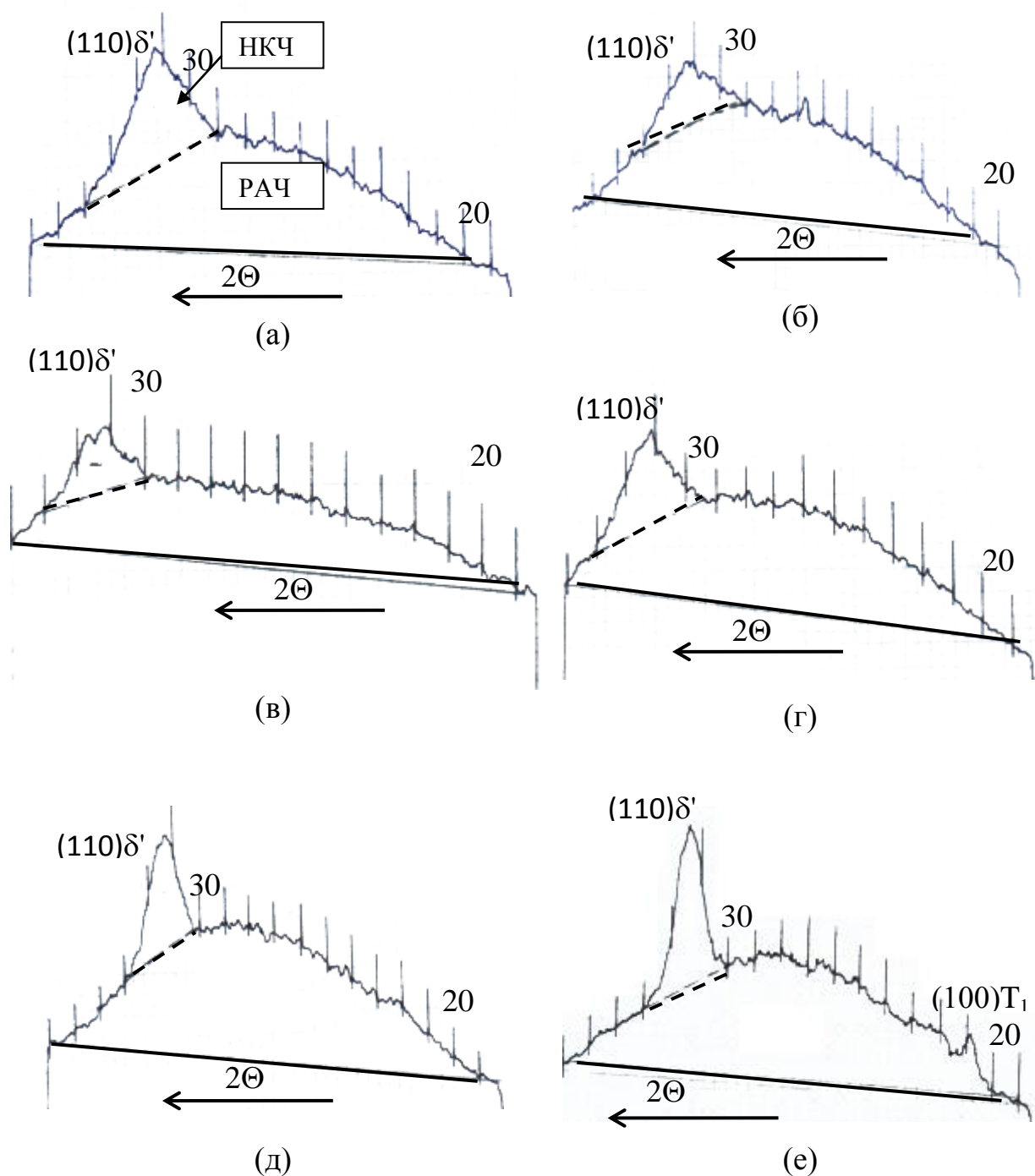


Рисунок 4.11. Дифрактограммы клиновых образцов для различных степеней ПД и режимов естественного и искусственного старения (ЕС и ИС) □□□а) ПД(8,8%); (б) ПД(10,2%)+ЕС; (в) ПД(1,2%)+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.); (г) ПД(10,2%)+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.); (д) ПД(10,2%)+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 час.); (е) ПД(10,2%)+ЕС+ИС (120<sup>0</sup>С, 20 час.+140<sup>0</sup>С, 24 час.+150<sup>0</sup>С, 24 час.): НКЧ – нанокристаллические частицы □'-фазы (D>5нм); РАЧ – рентгеноаморфные частицы □'-фазы (D<5нм).

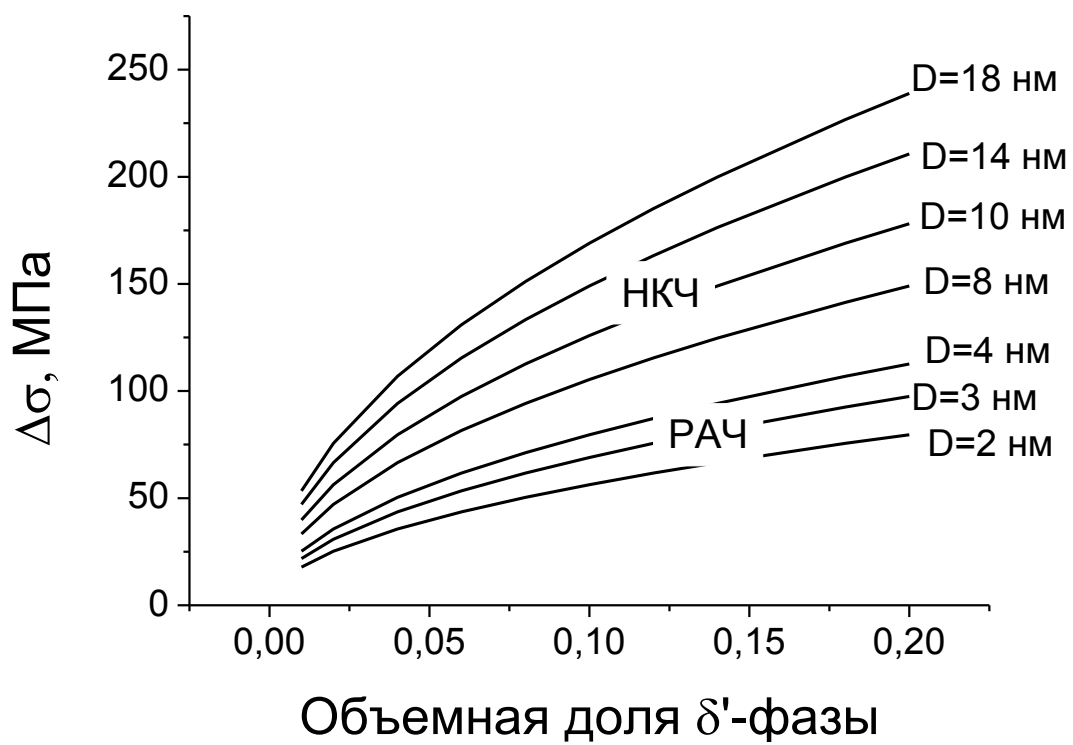


Рисунок 4.12. Эффект упрочнения от выделения дисперсных частиц  $\delta'$ -фазы, рассчитанный по уравнению (3) для различных значений размера частиц и количества фазы.

## **4.2 Формирование фазового состава, текстуры и анизотропии свойств в листах Al-Li сплавов В-1469 и 1441, используемых в слоистых алюмокомпозитах типа СИАЛ**

Наряду с работами по дальнейшему повышению комплекса эксплуатационных свойств алюминий-литиевых сплавов в ВИАМе развивается направление исследований с целью создания нового поколения материалов для самолетостроения – слоистых алюмокомпозитов (СИАЛов) на базе системы Al-Cu-Li. Это позволит на 8–10% повысить модуль упругости и на 5–7% снизить плотность СИАЛов [59, 133].

Разработана оригинальная композиция СИАЛ на базе листов алюминий-литиевого сплава 1441 [134]. За рубежом аналогичный материал GLARE на базе сплава 2024 (Д16), применен в верхней обшивке фюзеляжа в А380. На Каменск-Уральском металлургическом заводе ОАО «КУМЗ» освоена технология изготовления тонких листов из алюминий-литиевого сплава 1441, применение этих листов и отечественного высокопрочного стеклянного волокна позволили создать композицию, обладающую повышенным модулем упругости и пониженным удельным весом по сравнению с зарубежным аналогом. В сравнении с монолитными алюминиевыми листами СИАЛы обеспечивают повышение характеристик СРТУ –10 раз, что позволяет рассматривать их в качестве перспективного материала для обшивки изделий авиационной техники; кроме того, проведенные исследования показали высочайшую пожаростойкость композиции, которая позволяет рассматривать применение СИАЛа в качестве противопожарных перегородок. Компания Airbus проводила исследования СИАЛа, по результатам которого было сделано положительное заключение о повышении весовой эффективности за счет замены СИАЛами материала GLARE.

Тем не менее, одной из серьезных проблем применения алюминий-литиевых сплавов является выраженная анизотропия свойств, которую связывают с особенностями формирования текстуры и фазового состава в

листах среднепрочного ресурсного сплава 1441 и высокопрочного сплава В-1469, которые рассматриваются как перспективные для использования в СИАЛах в гибридных слоистых верхних и нижних панелях крыла с частичным армированием СИАЛом [135, 136] (рис. 4.13). Для решения этой проблемы проведено исследование формирования текстуры и анизотропии механических свойств в тонких листах сплавов 1441 и В-1469.

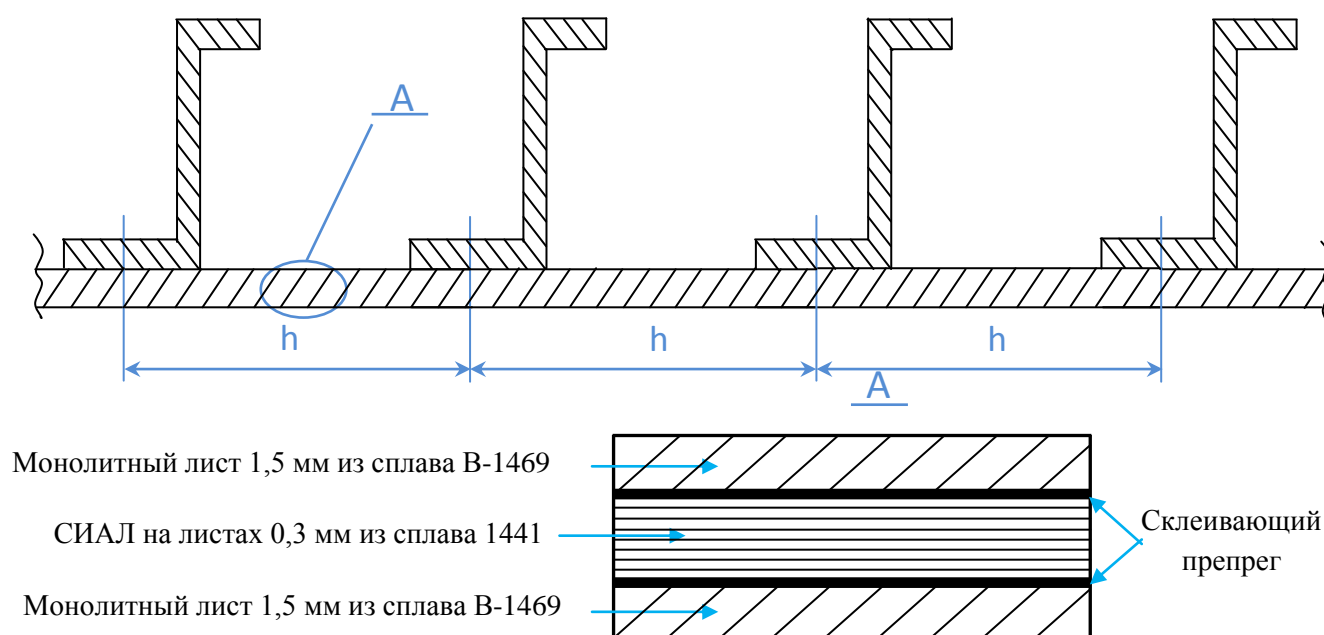


Рисунок 4.13. Фрагмент гибридной слоистой панели со стрингерами

#### 4.2.1. Механические свойства листов сплавов В-1469 и 1441

В табл.4.1 приведены результаты измерения механических свойств листов, которые показывают различный характер свойств при статическом растяжении листов из Al-Li сплавов. Сплав В-1469 характеризуется значительно более высокими прочностными свойствами, меньшей разницей пределов текучести и прочности и противоположным типом анизотропии. Для сплава В-1469 характерен нормальный тип анизотропии, когда прочность долевых образцов выше, чем поперечных. Это объясняется эффектом волокнистости или механической текстурой, когда в силу большей

вытянутости зерен в долевом направлении эффективный размер зерна ниже для долевых образцов по сравнению с поперечными и в соответствии с законом Холла-Петча долевые образцы прочнее поперечных. Для сплава 1441 анизотропия свойств аномальная, поскольку прочность долевых образцов ниже, чем поперечных. Такую анизотропию обычно связывают с особенностями кристаллографической текстуры листов. Кроме того, для алюминий-литиевых сплавов характерна большая доля интерметаллидных фаз, которые могут также оказывать влияние на анизотропию свойств, поскольку обладают текстурой в силу их когерентности с текстурированной матрицей.

Таблица 4.1 Механические свойства сплавов В-1469 и 1441 в долевом и поперечном направлениях

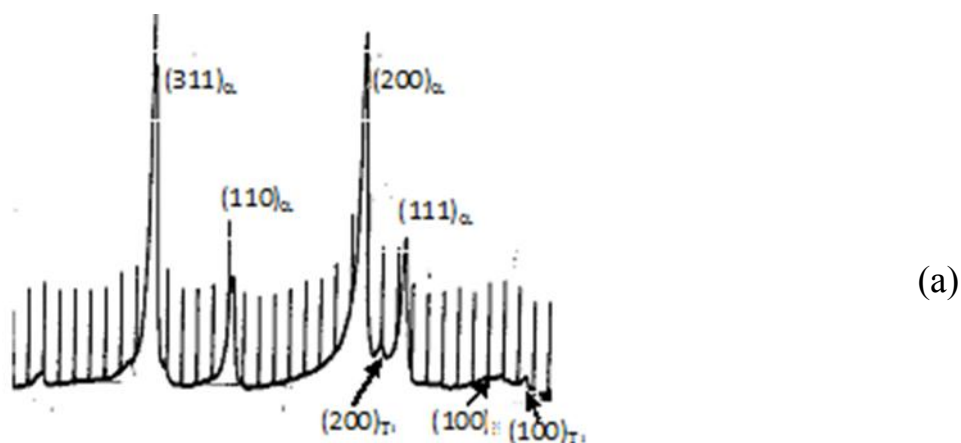
Сплав	Т.О.	$\sigma_{0,2}$ , МПа		$\sigma_B$ , МПа		$\sigma_{0,2}^{\text{дол.}} /$	$\sigma_B^{\text{дол.}} /$
		Дол.	Попер	Дол.	Попер	$\sigma_{0,2}^{\text{попер}}$	$\sigma_B^{\text{попер}}$
В-1469	T1(стар. 160 <sup>0</sup> С, 30 час.)	544	518	576	546	1,050	1,055
	T1+165 <sup>0</sup> С, 3 ч.	550	521	579	547	1,056	1,059
	T1+170 <sup>0</sup> С, 3 ч.	548	522	577	548	1,050	1,053
	T1+175 <sup>0</sup> С, 3 ч.	552	521	580	548	1,060	1,058
	T1+180 <sup>0</sup> С, 3 ч.	551	525	580	550	1,050	1,055
1441	T11(стар. 150 <sup>0</sup> С, 4 ч.+ 170 <sup>0</sup> С, 30 ч.)	339	351	424	443	0,966	0,957
	T11+170 <sup>0</sup> С, 3 ч.	331	362	387	445	0,914	0,870
	T11+175 <sup>0</sup> С, 3 ч.	341	360	421	445	0,947	0,946
	T11+180 <sup>0</sup> С, 3 ч.	346	360	431	452	0,961	0,954

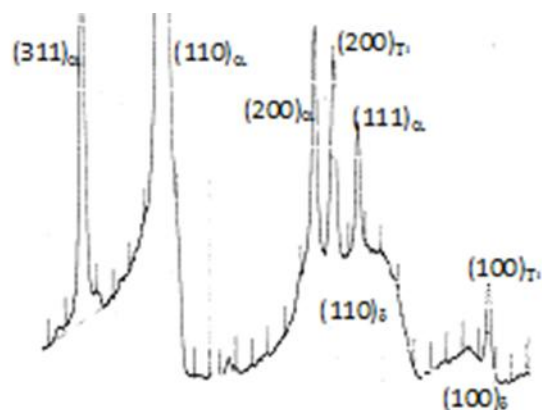
Важно отметить, что сплав В-1469 показывает значительно более высокие прочностные свойства, при этом различный характер анизотропии усугубляет эту разницу для долевых образцов, которая по пределам текучести превышает 200 МПа и снижает эту разницу для поперечных образцов, которая составляет ~160 МПа. Таким образом, эту анизотропию необходимо контролировать и учитывать в расчетах на прочность

конструкций. Важно также выявить причины анизотропии свойств и проанализировать возможности управления этой анизотропией. С этой целью были проведены количественные исследования фазового состава и текстуры сплавов в зависимости от термообработки.

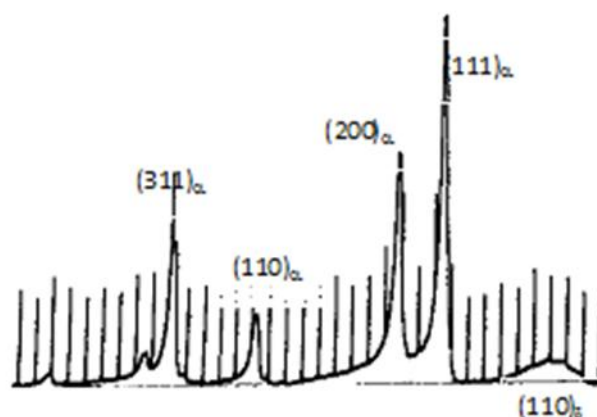
#### 4.2.2. Количественный фазовый анализ

На рис.4.14 приведены участки дифрактограмм сплавов в исходном состоянии, на которых легко обнаружить принципиальную разницу в фазовом составе сплавов. Сплав В-1469 содержит две интерметаллидные фазы,  $\delta'$  и  $T_1$ , о чем свидетельствует присутствие на дифрактограммах соответствующих рефлексов, а именно сверхструктурного рефлекса  $(110)_{\delta'}$  фазы и двух рефлексов  $T_1$ -фазы, соответствующих двум порядкам отражения от плоскости призмы 1-го рода гексагональной решетки  $(100)$  и  $(200)$  (рис.4.14а, б). В сплаве 1441 присутствует только сверхструктурный рефлекс  $(110)_{\delta'}$ -фазы (рис.4.14в), при этом на дифрактограмме отсутствуют даже следы рефлексов от  $T_1$ -фазы. Следует отметить еще несколько особенностей интерметаллидных фаз. Ширины дифракционных линий от  $\delta'$ -фазы значительно превышают ширины линий от  $T_1$ -фазы, что обусловлено значительно большей дисперсностью  $\delta'$ -фазы по сравнению с  $T_1$ -фазой. С помощью уравнения Селякова-Шерера размеры частиц этих фаз оценены в  $\sim 3$  и  $\sim 40$  нм соответственно для  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз.





(б)



(в)  
)

Рисунок 4.14 . Участки дифрактограмм листов сплавов В-1469 (а,б) и 1441 (в): (а) поверхностный слой листа В-1469 – текстура  $\{100\} + \{113\}$ ; (б) медианный слой листа В-1469 – текстура  $\{011\}$

Кроме того, обе интерметаллидные фазы когерентны матрице, о чем свидетельствуют интенсивности соответствующих рефлексов матрицы (твердого раствора) и интерметаллидов с учетом известных ориентационных соотношений (ОС) [29]:  $(100)_{\delta} // (100)_{Al}$ ,  $[100]_{\delta} // (100)_{Al}$  и  $(001)_{T_1} // (111)_{Al}$ ,  $[100]_{T_1} // [110]_{Al}$ , соответственно для  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз с Al матрицей. Текстура матрицы на поверхности 1,5 мм листа сплава В-1469 средней интенсивности и характеризуется компонентами  $\{100\} + \{113\}$  (рис.4.14а), а в медианном сечении интенсивной текстурой  $\{011\}$  (рис.4.14б). В соответствии с этим и ОС для  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз в медианном сечении происходит резкое увеличение интенсивности рефлексов интерметаллидных фаз, параллельных плоскостям



{011} Al-матрицы, а именно сверхструктурного рефлекса (110)  $\delta'$ -фазы и обоих порядков отражения от плоскости призмы  $T_1$ -фазы (рис.4.14б).

Таким образом, по относительным интенсивностям рефлексов интерметаллидных фаз невозможно судить об их количестве, поскольку эти интенсивности зависят не только от соотношения объемов фаз, но и от текстуры матрицы, а также от степени когерентности выделяющейся фазы и матрицы. В этой связи количественный фазовый анализ осуществляли с помощью другого метода, который не зависел от ориентации матрицы и интерметаллидов.

В этом методе количество интерметаллидных  $T_1$ (Al<sub>2</sub>CuLi) и  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li)-фаз в сплавах определяли на основании измерения периода решетки твердого раствора, закона Вегарда и уравнений баланса элементного и фазового состава сплавов. Расчетные уравнения выведены в [69] для сплавов системы Al-Cu-Li.

В табл. 4.2 приведены измеренные периоды решетки твердого раствора сплавов после различных режимов термообработки, из которых с помощью уравнений(1) рассчитаны количества интерметаллидных фаз.

Таблица 4.2. Периоды решетки твердого раствора сплавов В-1469 и 1441 и массовые проценты  $T_1$ - и  $\delta'$  –фаз после различных режимов термообработки

Сплав	Т.О.	Период решетки, Å	Фазовый состав, масс.%	
			$W_{\delta'}$	$W_{T_1}$
В-1469	$T_1$ (стар. 160 <sup>0</sup> С, 30 час.)	4,048(1)	7,3	5,9
	$T_1$ +165 <sup>0</sup> С, 3 ч.	4,047(3)	7,9	5,1
	$T_1$ +170 <sup>0</sup> С, 3 ч.	4,047(9)	7,4	5,7
	$T_1$ +175 <sup>0</sup> С, 3 ч.	4,047(3)	7,9	5,1
	$T_1$ +180 <sup>0</sup> С, 3 ч.	4,047(1)	8,1	5,0
1441	$T_{11}$ (стар. 150 <sup>0</sup> С, 4 ч.+ 170 <sup>0</sup> С, 30 ч.)	4049(2)	18,5	0

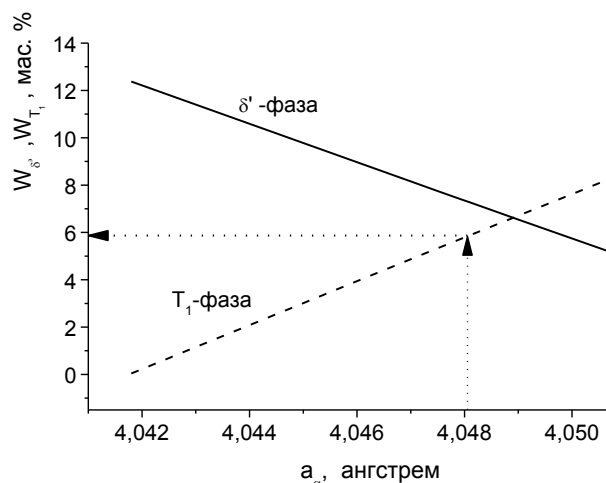
	T11+170 <sup>0</sup> C, 3 ч.	4,049(2)	18,5	0
	T11+175 <sup>0</sup> C, 3 ч.	4,049(3)	18,4	0,1
	T11+180 <sup>0</sup> C, 3 ч.	4,049(4)	18,4	0,2
	Перезакалка 535 <sup>0</sup> C, 10 мин.	4,049(4)	18,4	0,2
	Перезакалка +T11	4,049(6)	18,2	0,4

Для сплавов в исходном состоянии эта процедура показана на рис. 4.15. Суммарное количество интерметаллидов в сплаве В-1469 ниже, чем в сплаве 1441 более, чем на 5%, однако прочность сплава В-1469 значительно выше. Таким образом, 5-6% T<sub>1</sub>-фазы в сплаве В-1469 дают значительно более весомый упрочняющий эффект по сравнению с 10% δ'- фазы, на которые количество этой фазы в сплаве 1441 превосходит сплав В-1469.

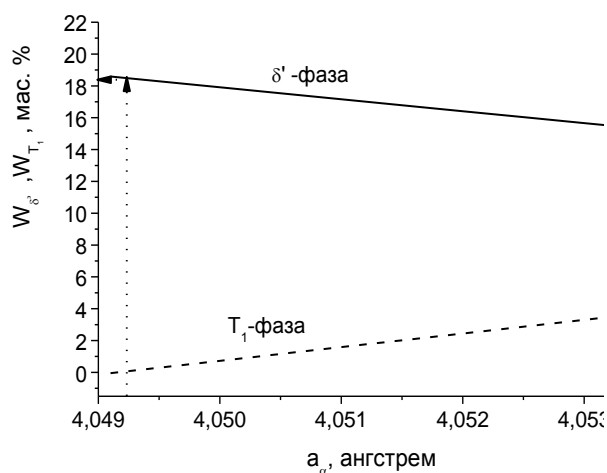
Сопоставление фазового состава (табл.4.2) и прочностных свойств сплавов (табл.4.1) показывает, что упрочняющий эффект T<sub>1</sub>-фазы существенно выше, чем δ'- фазы. Различие в прочности этих фаз можно оценить количественно на основании сопоставления свойств сплавов В-1469 и 1441, которые существенно отличаются по химическому и соответственно и фазовому составу. В сплаве 1441 меньше меди (1,4%) и больше лития (1,8%). Поэтому содержание двойной δ' –фазы (Al<sub>3</sub>Li) в этом сплаве значительно выше, а тройной T<sub>1</sub>-фазы (Al<sub>2</sub>CuLi) ниже, чем в сплаве В-1469. Сопоставление фазового состава и механических свойств этих сплавов (табл.4.3) показало, что суммарное количество интерметаллидов в сплаве В-1469 ниже, чем в сплаве 1441 более, чем на 5%, однако прочность сплава В-1469 значительно выше. Таким образом, 5-6% T<sub>1</sub>-фазы в сплаве В-1469 дают значительно более весомый упрочняющий эффект по сравнению с 10% δ'- фазы, на которые количество этой фазы в сплаве 1441 превосходит сплав В-1469.

Важно отметить, что для высокопрочного сплава В-1469 реализована оптимальная технология, обеспечивающая такое соотношение

интерметаллидных фаз (рис.4.15а), которое дает оптимальный уровень служебных свойств для данного состава сплава. Соотношение интерметаллидных фаз соответствует сдвигу в правую часть графика на рис.4.15а, т.е. в сторону большего количества  $T_1$ -фазы, которая наиболее эффективно упрочняет сплав. В то же время для среднепрочного сплава 1441 соотношение интерметаллидных фаз соответствует сдвигу в левую часть графика на рис.4.15б, т.е. в сторону большего количества  $\delta'$ -фазы, которая наиболее эффективно обеспечивает ресурсные характеристики этого сплава, что дает возможность использовать сплав 1441 в конструкции фюзеляжа и для обшивок нижних панелях крыла самолета, взамен сплава 1163.



(а)



(б)

Рисунок 4.15. Соотношение  $\delta'$  (сплошная линия) и  $T_1$  (штриховая линия) - фаз в сплаве В-1469 (а) и 1441 (б) в зависимости от параметра решетки твердого раствора ( $a_\alpha$ ) для содержания лития в твердом растворе  $X_{Li}^\alpha = 0,5\%$ .

Таблица 4.3 Механические свойства и фазовый состав сплавов В-1469 и 1441

Сплав	Т.О.	$\sigma_{0,2}$ , МПа		$\sigma_B$ , МПа		$W_{\delta'}$	$W_{T_1}$
		Дол.	Попер	Дол.	Попер		
В-1469	T1(стар. 160 <sup>0</sup> С, 30 час.)	544	518	576	546	7,3	5,9
	T1+165 <sup>0</sup> С, 3 ч.	550	521	579	547	7,9	5,1
	T1+170 <sup>0</sup> С, 3 ч.	548	522	577	548	7,4	5,7
	T1+175 <sup>0</sup> С, 3 ч.	552	521	580	548	7,9	5,1
	T1+180 <sup>0</sup> С, 3 ч.	551	525	580	550	8,1	5,0
1441	T11(стар. 150 <sup>0</sup> С, 4 ч.+ 170 <sup>0</sup> С, 30 ч.)	339	351	424	443	18,5	0
	T11+170 <sup>0</sup> С, 3 ч.	331	362	387	445	18,5	0
	T11+175 <sup>0</sup> С, 3 ч.	341	360	421	445	18,4	0,1
	T11+180 <sup>0</sup> С, 3 ч.	346	360	431	452	18,4	0,2

### 4.2.3 Текстура и анизотропия механических свойств

На рис.4.16 и 4.17 приведены ОПФ для трех направлений в листе сплавов В-1469 и 1441 соответственно. Текстура 1,5 мм листа сплава В-1469 (рис.4.16) характеризуется тремя основными компонентами: (1) повернутой текстурой «латуни»  $(110)[\bar{1}12] \div [\bar{3}35]$ ; (2) “S” – текстурой  $(135)[\bar{1}12]$  и текстурой «меди»  $(113)[\bar{1}12]$ . Соотношение этих компонент меняется по сечению листа. На поверхности превалирует “S” – текстура (Рис.4.14а), а в медианном сечении – текстура «латуни» (рис.4.14б). Текстура 0,3 мм фольги из сплава 1441 слабо выражена и ее тип сильно отличается от типичных текстур прокатки ГЦК сплавов (рис.4.17).

Для объяснения причин заметной анизотропии прочностных свойств в листах сплавов рассчитывали из количественных текстурных данных ориентационные факторы упрочнения – факторы Закса, которые равны обратным факторам Шмида и соответствуют модели деформации поликристалла по Заксу (все кристаллиты испытывают одинаковые напряжения, совпадающие с приложенными напряжениями к образцу). В табл. 4.4 и 4.5 приведены расчеты факторов Закса для скольжения по октаэдрической системе  $\{111\} \langle \bar{1}10 \rangle$ .

Таблица 4.4 Расчет факторов Закса для скольжения по  $\{111\} \langle \bar{1}10 \rangle$  для сплава В-1469

hkl	Фактор Шмида,	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl} \times M_{hkl}$		
	$\Phi_{hkl}$	НП	ПН	НН	НП	ПН	НН
001	2,45	0,47	0,20	0,14	0,03	0,01	0,01
013	2,04	0,18	0,23	0,36	0,03	0,04	0,07
012	2,04	0,03	0,09	0,09	0,01	0,02	0,02
011	2,45	0,03	3,26	5,68	0,00	0,36	0,63
133	2,34	0,05	0,10	0,10	0,01	0,02	0,02
122	2,44	0,12	0,48	0,50	0,03	0,11	0,11
111	3,67	0,55	3,48	0,05	0,06	0,38	0,01
112	2,44	5,33	0,08	0,09	1,17	0,02	0,02

113	2,24	0,11	0,45	0,47	0,02	0,09	0,09
115	2,15	0,00	0,39	0,12	0,00	0,08	0,02
135	2,04	0,08	2,99	3,13	0,03	1,10	1,15
533	2,56	4,76	0,47	0,32	1,10	0,11	0,07
$M_{НП(ПН,НН)}=(\sum(\Phi_{hkl} \times P_{hkl}^{НП(ПН,НН)})^{-1}$					$M_{НП}$	$M_{ПН}$	$M_{НН}$
					2,49	2,33	2,22
					$M_{НП}/M_{ПН}=1,07$		

Таблица 4.5 Расчет факторов Закса для скольжения по {111}<110> для сплава 1441

hkl	Фактор Шмида, $\Phi_{hkl}$	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl} \times M_{hkl}$		
		НП	ПН	НН	НП	ПН	НН
001	2,45	0,54	0,05	0,61	0,03	0,00	0,03
013	2,04	0,54	0,25	0,96	0,10	0,05	0,18
012	2,04	0,66	0,45	0,60	0,12	0,08	0,11
011	2,45	2,36	0,67	0,76	0,26	0,07	0,08
133	2,34	1,70	1,28	0,59	0,36	0,27	0,12
122	2,44	2,30	2,67	1,51	0,51	0,59	0,33
111	3,67	0,62	0,50	0,52	0,07	0,06	0,06
112	2,44	0,75	1,22	1,09	0,17	0,27	0,24
113	2,24	0,23	0,44	1,20	0,05	0,09	0,24
115	2,15	0,28	0,44	1,35	0,00	0,08	0,02
135	2,04	1,12	0,97	1,04	0,03	1,10	1,15
533	2,56	0,92	1,87	1,08	1,10	0,11	0,07
$M_{НП(ПН,НН)}=(\sum(\Phi_{hkl} \times P_{hkl}^{НП(ПН,НН)})^{-1}$					$M_{НП}$	$M_{ПН}$	$M_{НН}$
					2,49	2,33	2,22
					$M_{НП}/M_{ПН}=1,07$		

Отношения факторов Закса, рассчитанных для долевого и поперечного направлений должны совпадать с экспериментальными (табл.4.1) в том случае, если анизотропия свойств обусловлена только кристаллографической текстурой матрицы, которая представлена на рис.4.16 и 4.17. Для сплава В-

1469 отношение факторов Закса составило 1,07, а для сплава 1441 - 0,99. На рис. 4.18 и 4.19 сопоставлены экспериментальные и расчетные характеристики анизотропии, которые показывают, что рассчитанные величины только качественно соответствуют экспериментальным величинам (1,05 и 0,95 соответственно), так в случае сплава В-1469 расчеты дают завышенные по сравнению с экспериментальными значения анизотропии прочностных свойств, а для сплава 1441 расчеты указывают практически на отсутствие анизотропии.

При анализе влияния текстуры на анизотропию прочностных свойств обычно ограничиваются расчетами ориентационных факторов на основе количественных данных о текстуре твердого раствора. В работе [73] при интерпретации анизотропии прочностных свойств сплава системы Al-Mg-Li-Sc рассматривали также вклад в анизотропию свойств  $\delta'$ - фазы, при этом для упорядоченной по типу  $L1_2\delta'$ - фазы вычисляли ориентационные факторы для скольжения по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$ , в то время как для твердого раствора ориентационные факторы рассчитывали для системы скольжения  $\{111\}\langle 110\rangle$ .

Наши расчеты факторов Закса для скольжения по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$  для  $\delta'$ - фазы (Табл.4.6 и 4.7) при условии ее когерентности с матрицей (значения полюсных плотностей для  $\delta'$ - фазы в расчетах приняты такими же как и для матрицы) показали, что отношения факторов Закса для листов сплавов В-1461 и 1441 составляют 0,88 и 1,05. Сопоставление этих значений с экспериментальными характеристиками анизотропии (рис.4.19) показывает, что для сплава В-1461 эти значения позволяют скорректировать различия между экспериментальными значениями анизотропии свойств и текстурными данными. Отношение факторов Закса для скольжения по системе  $\{111\}\langle 110\rangle$ , характерной для неупорядоченной матрицы дает завышенную величину анизотропии (1,07) по отношению к экспериментальной анизотропии (1,05). Поэтому низкая величина этого отношения для скольжения по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$  (0,88) для  $\delta'$ - фазы с

учетом ее объемной доли (~8%, см. табл.4.2) дает величину анизотропии близкую к экспериментальной, если воспользоваться принципом аддитивности:

$$K_{\text{тек}}^{\text{сплава}} = K_{\text{тек}}^{\alpha} f^{\alpha} + K_{\text{тек}}^{\delta} f^{\delta} = 1,07 \cdot 0,92 + 0,88 \cdot 0,08 = 1,055$$

Где:  $f^{\delta}$  – доля  $\delta'$ - фазы = 0,08 для сплава В-1469

Тем не менее, для сплава 1441 учет скольжения по системе  $\{001\}\langle 110\rangle$  для  $\delta'$ - фазы дает еще большее различие с экспериментом:

$$K_{\text{тек}}^{\text{сплава}} = K_{\text{тек}}^{\alpha} f^{\alpha} + K_{\text{тек}}^{\delta} f^{\delta} = 0,99 \cdot 0,82 + 1,05 \cdot 0,18 = 1,00$$

Вероятно, что поведение сплавов, упрочненных частицами выделений, не подчиняется закону аддитивности, как это имеет место для двухфазных сплавов.

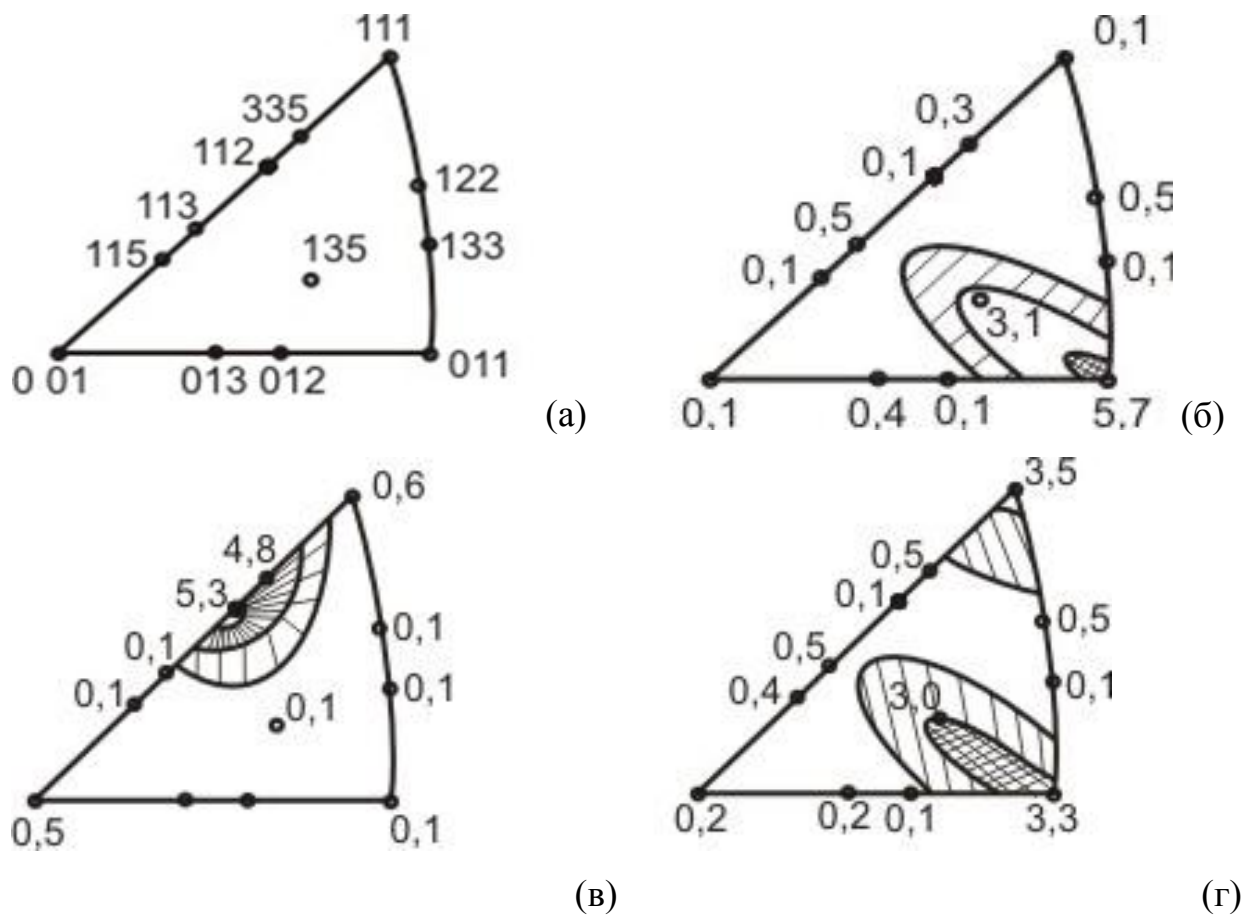
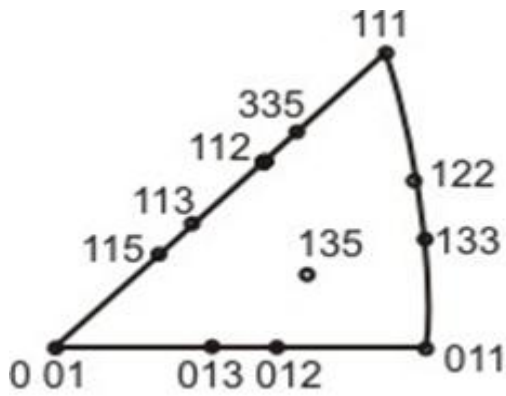
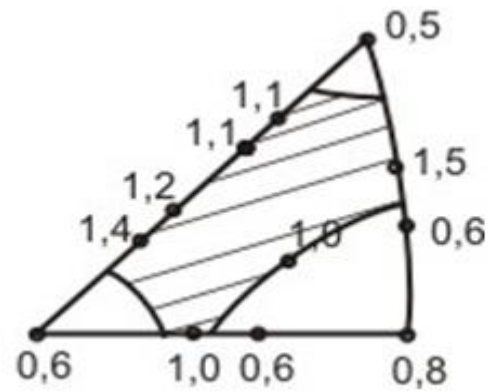


Рисунок 4.16. Стереографический треугольник для кубической решетки (а) и ОПФ для направлений НН (б), НП (в) и ПН (г) листа толщиной 1,5 ммиз сплава В-1469

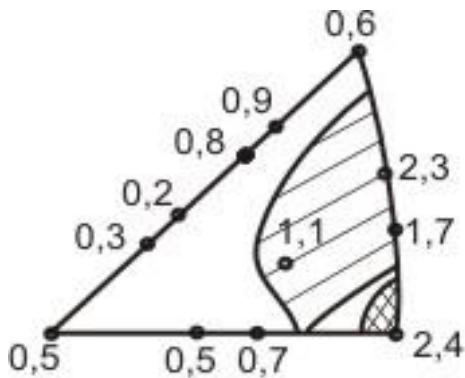




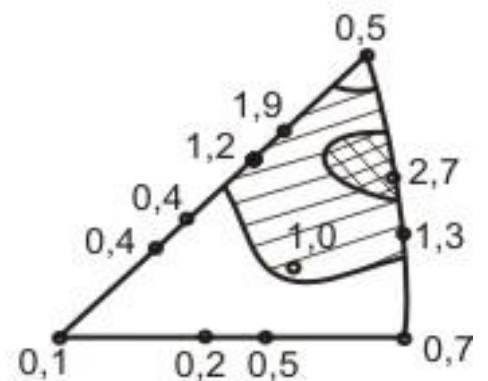
(a)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 4.17.Стереографический треугольник для кубической решетки (а) и ОПФ для направлений НН (б), НП (в) и ПН (г) листа толщиной 0,3 мм из сплава 1441

Таблица 4.6. Расчет факторов Закса для скольжения по  $\{001\}\langle 110\rangle$  для сплава В-1469

hkl	Фактор Шмида,	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl} \times M_{hkl}$		
	$\Phi_{hkl}$	НП	ПН	НН	НП	ПН	НН
001	0	0,47	0,20	0,14	0,0000	0,0000	0,0000
013	0,23	0,18	0,23	0,36	0,0036	0,0047	0,0074
012	0,3	0,03	0,09	0,09	0,0009	0,0024	0,0025
011	0,35	0,03	3,26	5,68	0,0005	0,0515	0,0897
133	0,45	0,05	0,10	0,10	0,0019	0,0040	0,0042
122	0,48	0,12	0,48	0,50	0,0053	0,0209	0,0218
111	0,47	0,55	3,48	0,05	0,0078	0,0492	0,0006
112	0,475	5,33	0,08	0,09	0,2286	0,0036	0,0037
113	0,4	0,11	0,45	0,47	0,0040	0,0161	0,0169

115	0,27	0,00	0,39	0,12	0,0000	0,0095	0,0030
135	0,41	0,08	2,99	3,13	0,0058	0,2212	0,2312
533	0,47	4,76	0,47	0,32	0,2019	0,0198	0,0138
$M_{НП(ПН,НН)}=(\sum(\Phi_{hkl} \times P_{hkl}^{НП(ПН,НН)})^{-1}$					$M_{НП}$	$M_{ПН}$	$M_{НН}$
					2,17	2,48	2,53
					$M_{НП}/M_{ПН}=0,88$		

Таблица 4.7. Расчет факторов Закса для скольжения по {001}<110> для сплава 1441

hkl	Фактор Шмида, $\Phi_{hkl}$	$P_{hkl}$			$\Phi_{hkl} \times M_{hkl}$		
		НП	ПН	НН	НП	ПН	НН
001	0	0,54	0,05	0,61	0,0000	0,0000	0,0000
013	0,23	0,54	0,25	0,96	0,0112	0,0052	0,0199
012	0,3	0,66	0,45	0,60	0,0179	0,0122	0,0161
011	0,35	2,36	0,67	0,76	0,0372	0,0105	0,0120
133	0,45	1,70	1,28	0,59	0,0689	0,0518	0,0239
122	0,48	2,30	2,67	1,51	0,0994	0,1155	0,0654
111	0,47	0,62	0,50	0,52	0,0087	0,0071	0,0073
112	0,475	0,75	1,22	1,09	0,0324	0,0522	0,0465
113	0,4	0,23	0,44	1,20	0,0081	0,0160	0,0433
115	0,27	0,28	0,44	1,35	0,0067	0,0107	0,0328
135	0,41	1,12	0,97	1,04	0,0830	0,0718	0,0771
533	0,47	0,92	1,87	1,08	0,0388	0,0793	0,0459
$M_{НП(ПН,НН)}=(\sum(\Phi_{hkl} \times P_{hkl}^{НП(ПН,НН)})^{-1}$					$M_{НП}$	$M_{ПН}$	$M_{НН}$
					2,43	2,31	2,56
					$M_{НП}/M_{ПН}=1,05$		

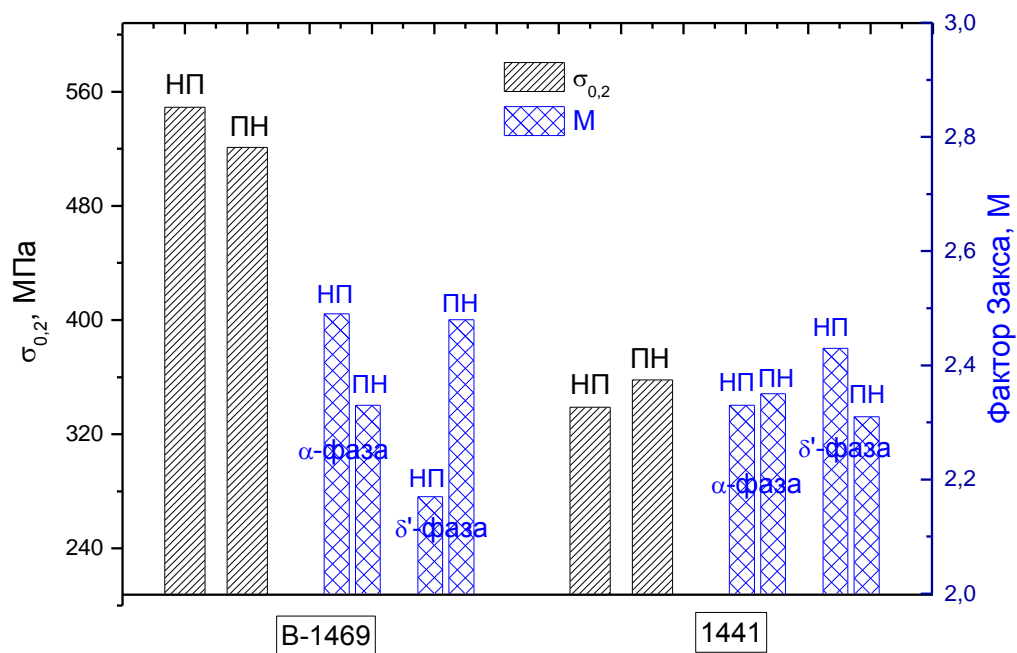


Рисунок 4.18. Анизотропия пределов текучести и значения факторов Зукса для листов сплавов В-1469 и 1441

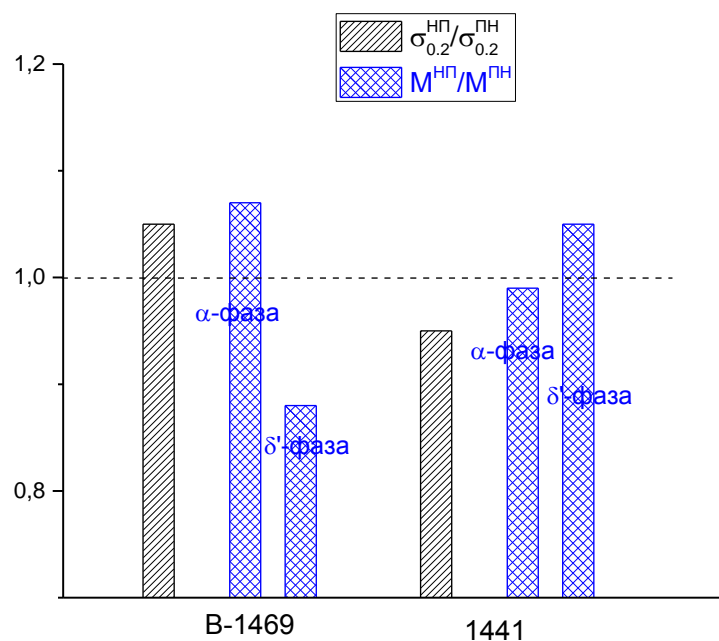


Рисунок 4.19. Экспериментальные и расчетные характеристики анизотропии листов сплавов В-1469 и 1441

Сплавы, упрочненные когерентными частицами, как в нашем случае должны иметь особенно сложный характер анизотропии механических свойств. Когерентные границы характеризуются минимальной энергией и можно ожидать, что для дислокаций когерентные границы также оказывают минимальное сопротивление, поскольку для них практически отсутствует фактор разориентировки. Однако это верно только для случаев, когда механизмы деформации частиц и матрицы совпадают. Если это не так, то несовместность деформации матрицы и выделения максимальна, поскольку на всех межфазных границах происходит изменение траектории движения дислокации.

В нашем случае имеет место именно такая ситуация, когда механизм деформации ГЦК твердого раствора отличается и от  $\delta'$ - фазы, упорядоченной по типу  $L1_2$  и от механизма деформации  $T_1$ -фазы с гексагональной решеткой. Возможно, что различный характер анизотропии в сплавах определяется не только разницей в текстуре, но и разным фазовым составом. В сплаве В-1469 основной упрочняющий эффект дает  $T_1$ -фаза и ее вклад в анизотропию прочностных свойств может быть определяющим. В сплаве 1441  $T_1$ -фаза практически отсутствует, что возможно и является причиной отличной от сплава В-1469 анизотропии прочностных свойств. Необычная анизотропия механических свойств в алюминий-литиевых сплавах, возможно, связана именно с  $T_1$ -фазой, кристаллическая решетка которой относится к пространственной группе  $R6/mmm$  с периодами решетки  $a = 0.496$  нм,  $c = 0.935$  нм. Отношение осей  $c/a = 1,88$  (значительно выше идеального отношения  $c/a=1,63$ ) и из этого следует, что в этой фазе наиболее легкой системой сдвига должно быть базисное скольжение. Поскольку ориентационное соотношение с матрицей этой фазы:  $(001)_{T_1} // (111)_{Al}$ ,  $[100]_{T_1} // [110]_{Al}$ , то для текстуры «латуни», которая присутствует в медианном слое сплава В-1461 (рис.4.16) плоскости базиса  $T_1$ -фазы должны быть нормальны поперечному направлению, а с направлением прокатки должна совпадать нормаль к плоскости призмы второго рода  $(110)$ .

Для обоих этих направлений факторы Шмида для базисного скольжения равны нулю, т.е. упрочнение от  $T_1$ -фазы в этих направлениях максимально, а в  $45^\circ$  направлении минимально. Кроме того, текстура поверхностных слоев дает дополнительный компонент только в ПН (рис. 4.16 г), при этом ориентация зерен в НП остается неизменной (рис.4.16в), что способствует большему упрочнению от  $T_1$ -фазы в долевым направлении за счет вклада поверхностных слоев, для которых в этом направлении также как и для медианных слоев располагаются нормали к плоскости (110) всех частиц этой фазы и для них фактор Шмида для базисного скольжения нулевой. Для поперечного направления нулевые факторы Шмида будут иметь только частицы медианных слоев, которые выделяются в зернах матрицы с ориентировкой плоскости (111) нормально ПН (рис.4.16г), а для частиц  $T_1$ -фазы, которые выделяются в зернах поверхностных слоев фактор Шмида близок к максимальному и следовательно имеет место низкий ориентационный фактор упрочнения. Это кстати объясняет такие известные эффекты как более низкая прочность образцов из подповерхностных слоев толстых плит и тот факт, что в сплавах системы Al-Cu-Li с текстурой «латуни» имеет место наиболее выраженная анизотропия свойств. При этом, такая текстура в других сплавах алюминия не дает аномальной анизотропии.

## Выводы по 4 главе

1. Рентгеноструктурным методом и измерением твердости исследовали влияние степени предварительной деформации прокаткой клиновых образцов на механические свойства и фазовый состав сплава системы Al-Cu-Li В-1461.

1. Обнаружена сильная зависимость упрочняющего эффекта трехступенчатого старения сплава от степени предварительной деформации – для минимальных степеней деформации (~1%) эффект упрочнения практически отсутствует, при этом максимальная интенсивность упрочнения соответствует ПД 4-10%, при которой количество  $T_1$ -фазы увеличилось от 2 до 4%, при этом количество дельта-штрих-фазы составляет ~17% в диапазоне степеней деформации от 1 до 6% и увеличивается до 18-19% при степенях деформации 6-10%.

2. Показано, что  $\delta'$ -фаза в сплаве состоит из фракции нанокристаллических частиц размером 6 – 20 нм, доля которой составляет менее 20%, а оставшаяся часть состоит из рентгеноаморфных частиц размером <5 нм., которые выделяются из матрицы когерентно и имеют такую же ориентировку как нанокристаллические частицы и твердый раствор.

3. Показано, что трехступенчатое старение приводит к увеличению размеров нанокристаллических частиц от 7 до 19 нм, а рентгеноаморфных от 2 до 4 нм, что может обеспечить значительную долю упрочняющего эффекта искусственного старения для сплавов системы Al-Cu-Li.

4. Исследования сплавов системы Al-Cu-Li-Mg, сильно отличающихся отношением основных легирующих элементов (Cu/Li) В-1469 (Cu/Li=2,9) и 1441 (Cu/Li=0,8) показали существенное различие в их фазовом составе и механических свойствах, включая анизотропию свойств.

5. Сплав В-1469 содержит две интерметаллидные фазы,  $\delta'$  и  $T_1$ , содержание которых варьируется для  $\delta'$ -фазы 7,3-8,1%, а  $T_1$ -фазы 5,0-5,9%, размеры частиц  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз оцененные с помощью уравнения Селякова-Шеррера по ширине дифракционных линий составляют ~3 и ~40 нм

соответственно, анализ относительных интенсивностей рефлексов от твердого раствора и  $\delta'$ - и  $T_1$ -фаз свидетельствуют о когерентности обеих интерметаллидных фаз с матрицей.

6. Сплав 1441 содержит 18,2-18,5%,  $\delta'$ -фазы и следы  $T_1$ -фазы (0-0,4%), т.е. суммарно интерметаллидных фаз больше, чем в сплаве В-1469, однако прочностные свойства сплава В-1469 на 160-200 МПа выше, чем у сплава 1441, при этом ~6%  $T_1$ -фазы в сплаве В-1461, на которые он превосходит 1441 дают значительно большее упрочнение по сравнению с ~10%  $\delta'$ -фазы, на которые сплав 1441 превосходит сплав В-1469, что свидетельствует о значительно большем упрочнении от выделения  $T_1$ -фазы по сравнению с  $\delta'$ -фазой.

7. Прочность и предел текучести в долевом направлении для В-1469 на 5% выше, а в сплаве 1441 на 5% ниже, чем в поперечном направлении, при этом анизотропия прочностных свойств в сплаве В-1469 коррелирует с текстурой, которая в медианном слое характеризуется текстурой «латуни» (110), в отличие от этого слабовыраженная текстура, формируемая в сплаве 1441 не объясняет анизотропии прочностных свойств листов сплава, которая вероятно связана с наличием значительной доли  $\delta'$ - фазы (>18%).

## **ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, ТЕКСТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СОЕДИНЕНИЯХ СПЛАВА В-1469, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ**

Изготовление крупногабаритных сварных конструкций из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов связано с серьезными проблемами вследствие их разупрочнения под воздействием термического цикла сварки плавлением, для которой коэффициент прочности соединения (отношение прочности шва к прочности основного материала) ниже 60%. Повысить эксплуатационные характеристики сварных соединений возможно за счет применения новых эффективных технологических процессов, таких как сварка трением с перемешиванием (СТП).

Процесс СТП обеспечивает многочисленные преимущества [103-105], обусловленные тем, что сварка происходит без расплавления металла. Прежде всего, это низкие остаточные напряжения (ОН) и соответственно малые деформации и искажение формы заготовки, высокая стабильность размеров и воспроизводимость процесса, отсутствие потерь легирующих элементов, тонкая микроструктура, отсутствие трещин, не требуется использование защитного газа, операций очистки и шлифовки поверхности, обеспечивается улучшенное использование материалов, значительное снижение энергетических затрат. Кроме того, СТП может быть использована для соединения не свариваемых расплавлением сплавов алюминия, когда вынужденно применяются заклепочные соединения. Это значительно упрощает технологию сборки, позволяет повысить уровень ее автоматизации и снизить вес из-за замены соединения внахлест стыковым соединением. Сварные соединения листов из сплавов с литием, выполненные СТП, позволяют повысить коэффициент прочности соединения от 55-60%, характерных для сварки плавлением до 70-75% [106].

Процесс СТП характеризуется сочетанием процессов деформационного и термического воздействия, которые формируют сложное структурно-фазовое состояние, исследования которого включают изучение механических



свойств, микроструктуры, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений [103, 107-111]. Отмечено [111], что СТП характеризуется существенно более низкими значениями ОН по сравнению со сваркой расплавлением, которые редко превышают 100 МПа, однако эти напряжения оказывают существенное влияние на усталостные свойства и характеристики разрушения. Обнаружено [103, 111], что распределение ОН в зависимости от расстояния от центра шва имеет «М-образный» характер, при этом пиковые значения напряжений располагаются на границе зоны перемешивания.

В настоящей главе исследовали распределение твердости, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений в различных зонах соединения листов сплава В-1469, полученных СТП.

На рис.5.1. приведена схема процесса СТП (рис.1а) и схема разрезки сварного фрагмента  $100 \times 100 \times 10$  мм<sup>3</sup>, который разрезали сначала пополам перпендикулярно шву, а затем из одной половинки нарежали три пластины, параллельные листу толщиной 2,5 мм (рис.5.1б), а из второй четыре пластины  $50 \times 10 \times 5$  мм<sup>3</sup>, перпендикулярные листу (рис.5.1в).

Исследовали в основном распределение остаточных напряжений в поперечном направлении в различных сечениях свариваемых пластин, поскольку именно эти напряжения являются наиболее критичными по отношению к прочности сварного соединения, т.к. прочностные характеристики поперечных образцов используют для оценки эффекта ослабления материала шва. Тем не менее, в соответствии с (3) напряжения в долевом направлении ( $\sigma_1$ ) необходимы для определения величины  $a_0$  и соотношения количества интерметаллидных фаз. Для их определения использовали образцы 11, 12, 13 и 14 (рис.5.1б), которые давали возможность оценить также напряжения в нормальном пластине направлении, которые обычно игнорируют, считая их незначительными.

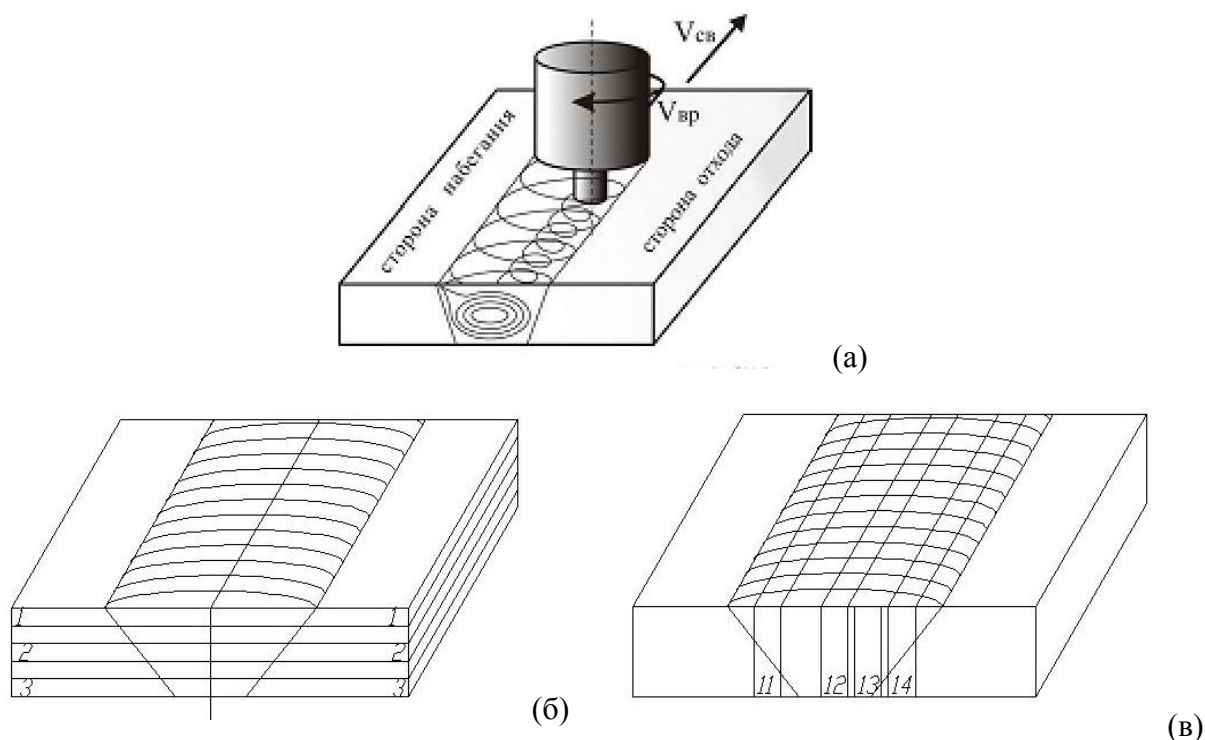
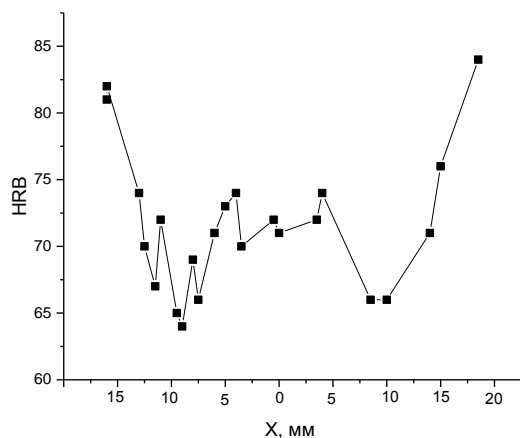


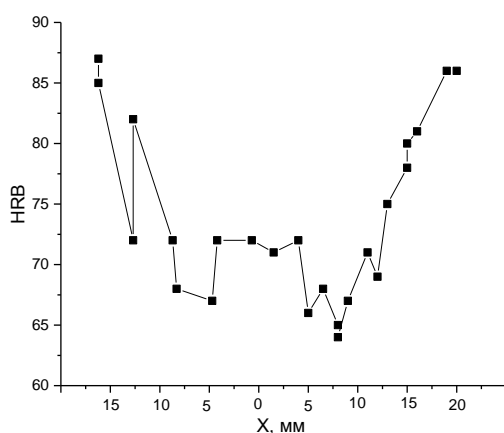
Рисунок 5.1. Схема процесса СТП (а) и схема вырезки образцов для измерения твердости и рентгеноструктурных исследований (б) и (в)

### ***5.1. Влияние СТП на показатели твердости и фазовый состав в различных участках сварного соединения из сплава В-1461***

На рис.5.2. приведены результаты измерения твердости в зависимости от расстояния от центра шва для двух сечений, расположенных на 3,5 и 7 мм от поверхности. Распределение твердости имеет W-образную форму, при этом характер этой зависимости не меняется для разных сечений сварного соединения. Естественно, что значение твердости основного металла выше, чем в сварном шве, однако минимальные значения твердости соответствуют переходной зоне между зоной перемешивания и зоной термического влияния. В некоторых работах эту промежуточную область называют зоной термомеханического влияния (ЗТМВ) [103, 107].



(a)



(б)

Рисунок 5.2. Распределение твердости по сечению сварного соединения на расстоянии  $z=3,5$  (а) и  $z=7,0$  мм (б) от поверхности: X –расстояние от центра шва

Этот эффект характерен и для других высокопрочных алюминиевых сплавов [111, 137], которые упрочняются за счет выделения интерметаллидных фаз и вероятно связан с положительным влиянием деформации в зоне перемешивания на процессы зарождения и роста интерметаллидных частиц, дающих в результате повышенное упрочнение по сравнению с соседними участками, испытывающими нагрев, но в которых отсутствует деформация. В этой связи представляет интерес исследовать процесс фазовых превращений в СТП соединении, а также оценить распределение остаточных напряжений, которые являются результатом термомеханического воздействия процесса СТП и поэтому могут дать

ценную информацию об этом процессе. Важно при этом отметить, что используемый нами метод фазового анализа дает количественную информацию об изменениях соотношения интерметаллидных фаз в сплаве.

Результаты фазового анализа (рис.5.3-5.8) показывают, что СТП сопровождается фазовыми изменениями в результате термического воздействия сварки, которые характеризуются уменьшением количества  $T_1$ -фазы, являющейся основной упрочняющей фазой в сплавах системы Al-Cu-Li. При этом увеличение количества  $\delta'$ -фазы не может компенсировать снижение количества  $T_1$ -фазы и в результате твердость шва снижается (рис.5.2). Снижение количества  $T_1$ -фазы в ЗП наблюдали с помощью электронной микроскопии высокого разрешения в работе [137].

В работе [138] показано, что сплав В-1469, содержащий ~8%  $\delta'$ -фазы и ~6%  $T_1$ -фазы имеет предел текучести на ~200 МПа выше, чем сплав 1441 с ~18%  $\delta'$ -фазы и близким к нулю содержанием  $T_1$ -фазы. Таким образом дополнительные 6%  $T_1$ -фазы в сплаве В-1469 дает значительно больший упрочняющий эффект по сравнению с дополнительными 10%  $\delta'$ -фазы в сплаве 1441. Наши оценки показывают, что упрочняющий эффект  $T_1$ -фазы в 4-5 раз превышает упрочняющий эффект  $\delta'$ -фазы. Это объясняет снижение твердости в сварном соединении по сравнению с основным материалом, но не объясняет, почему минимум твердости расположен в переходной зоне, хотя минимум  $T_1$ -фазы соответствует зоне перемешивания, в которой, тем не менее, твердость выше, чем в переходной зоне (Рис.5.2).

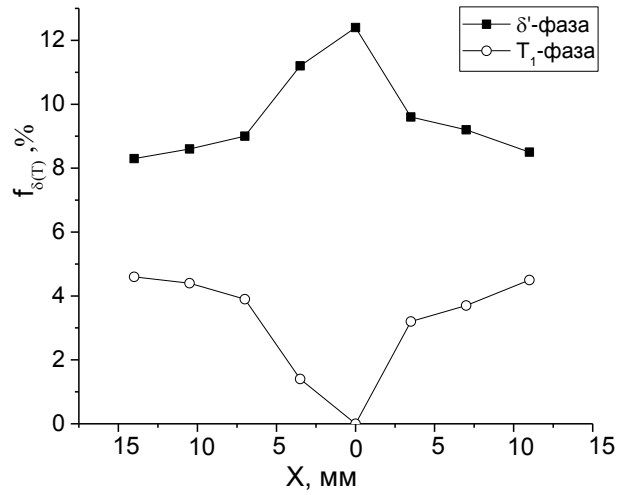


Рисунок 5.3. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=0$  от поверхности:  $X$  –расстояние от центра шва

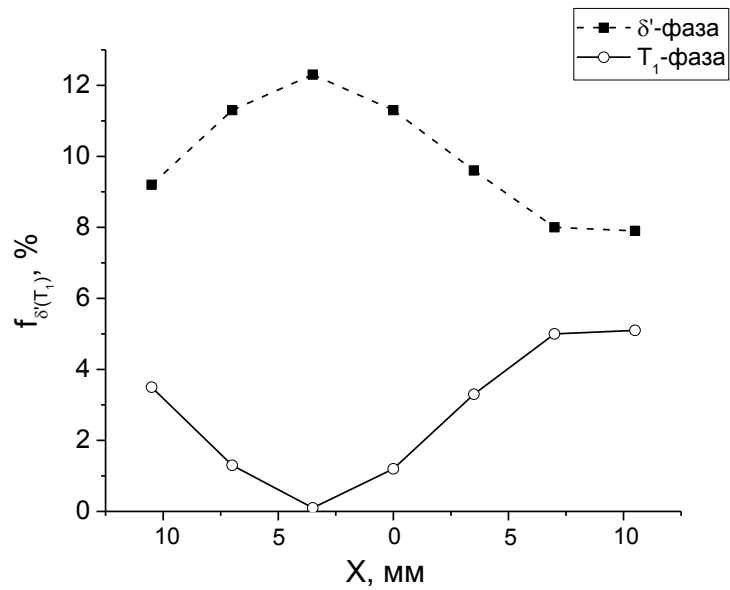


Рисунок 5.4. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=2,5$  мм от поверхности:  $X$  –расстояние от центра шва

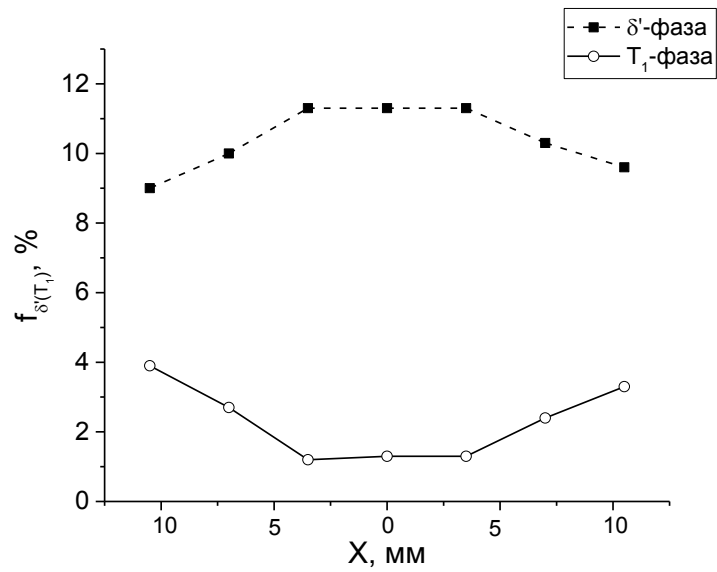


Рисунок 5.5. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=3,5$  мм от поверхности:  $X$  – расстояние от центра шва

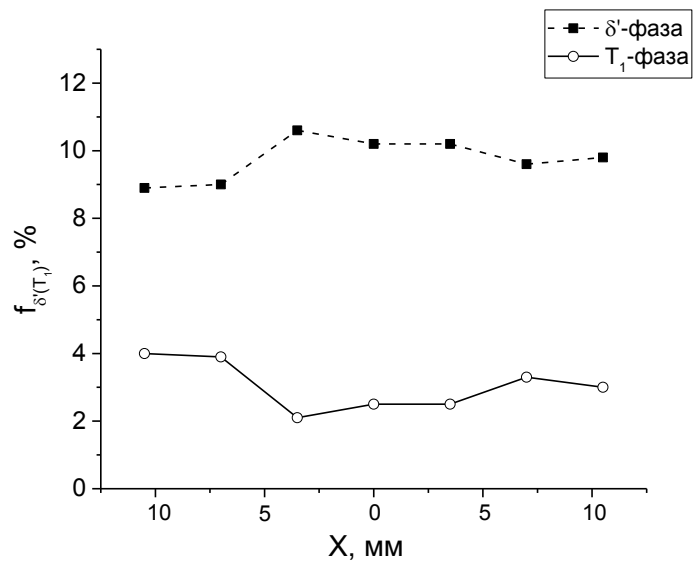


Рисунок 5.6. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=6$  мм от поверхности:  $X$  – расстояние от центра шва

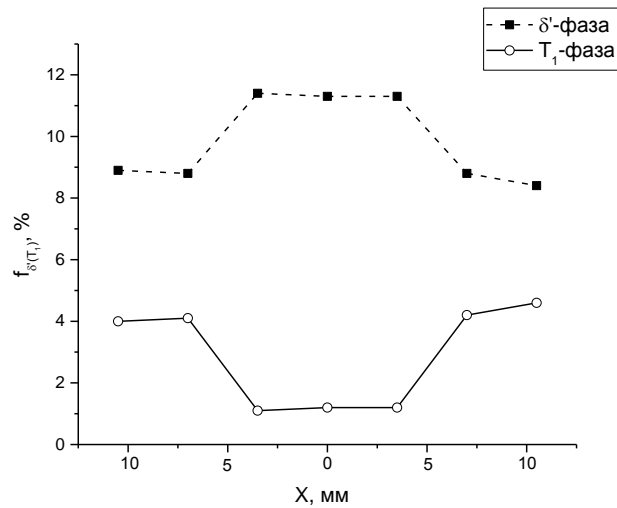


Рисунок 5.7. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=7$  мм от поверхности: X –расстояние от центра шва

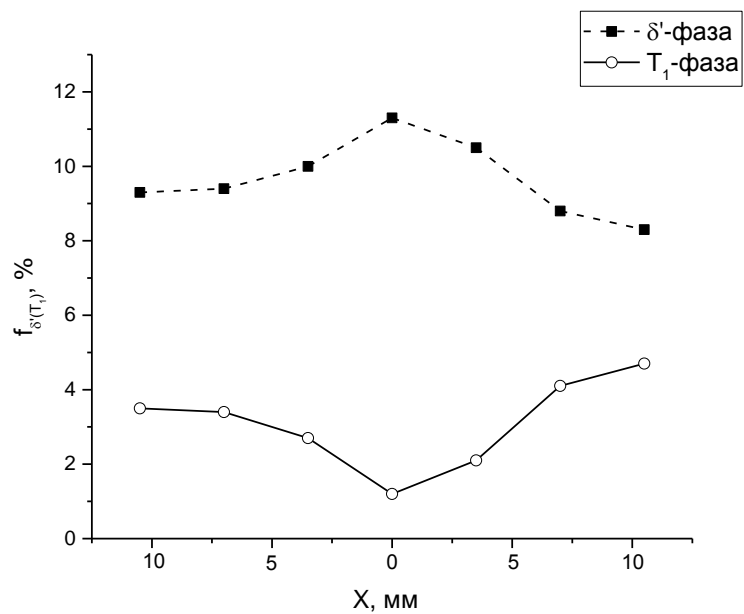


Рисунок 5.8. Распределение фазового состава в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=9,5$  мм от поверхности: X –расстояние от центра шва

Для объяснения этой аномалии целесообразно привлечь результаты измерения остаточных напряжений, которые обычно используют для прогнозирования ресурса изделий при различных видах нагружения, в том числе подвергаемых циклическим нагрузкам. В нашем случае эти измерения необходимы для сравнения их уровня в соединениях, полученных СТП и

сваркой плавлением. Кроме того, без корректировки на эффект остаточных напряжений невозможно оценить соотношение интерметаллидных фаз с использованием нашей методики, основанной на измерении периода решетки твердого раствора, который также меняется под воздействием упругих остаточных напряжений. Этот эффект особенно значителен для алюминиевых сплавов с низким значением упругих модулей. Существует еще одно направление применения остаточных напряжений, связанное с тем, что их формирование обусловлено упругой реакцией матричного твердого раствора на любые процессы его формоизменения в результате пластической деформации или фазовых превращений. Поэтому анализ закономерностей формирования остаточных напряжений дает дополнительные возможности для выявления механизмов процессов, ответственных за возникновение этих напряжений.

Следует также отметить, что характер распределения фазового состава меняется с глубиной и при этом эти изменения носят немонотонный характер. Это отчетливо видно на рис.5.9, который построен на основании результатов, представленных на рис. 5.3-5.8 и где показано как меняется разница между количеством интерметаллидных фаз в основном материале и зоне перемешивания.

$$\Delta_{\delta} = W_{\delta}^{3\Pi} - W_{\delta}^{OM}$$

$$\Delta_{T1} = W_{T1}^{3\Pi} - W_{T1}^{OM};$$

Наиболее выраженный градиент фазового состава наблюдается в подповерхностных слоях, при этом независимо от того с фронтальной или тыльной поверхности, Рис.5.9. Наименее выраженный градиент наблюдается в центральной зоне. Этот результат представляет значительный интерес, поскольку он демонстрирует возможности методики количественного фазового анализа для объективной оценки термомеханического воздействия режимов СТП на фазовый состав, а следовательно на свойства сплавов, и в



итоге на оптимизацию процесса и режимов корректирующих термообработок.

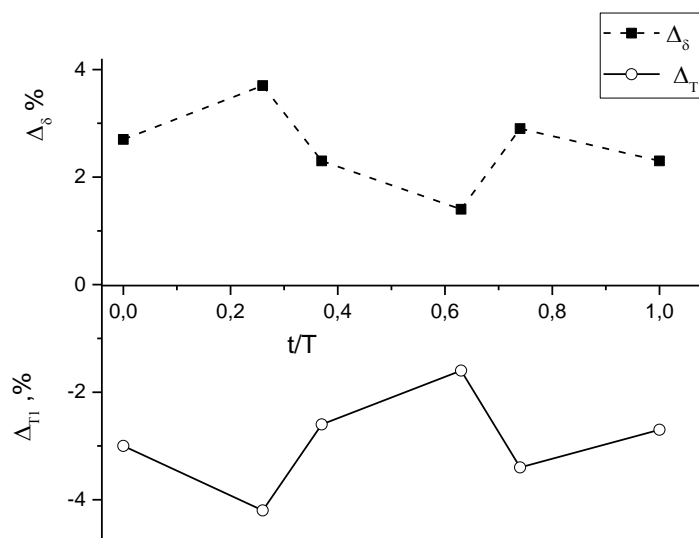


Рисунок 5.9. Градиент фазового состава в поперечном сечении сварного соединения в зависимости от расстояния от поверхности:  $t/T$  –расстояние от поверхности в долях толщины ( $T$ );  $\Delta_\delta = W_\delta^{3П} - W_\delta^{OM}$ ;  $\Delta_{T1} = W_{T1}^{3П} - W_{T1}^{OM}$

## 5.2. Распределение остаточных напряжений по зонам СТП соединения

На рис.5.10-5.15 приведены результаты измерения остаточных напряжений в поперечном относительно шва направлении в зависимости от расстояния от центра шва для различных сечений свариваемых пластин. Основной результат этих измерений определяется тем, что уровень напряжений не превышает 60 МПа, а для некоторых сечений остаточные напряжения не превышают 30 МПа (Рис.5.10, 5.12). Это значительно ниже, чем величина остаточных напряжений при сварке плавлением, когда уровень

остаточных напряжений вплотную приближается к величине предела текучести.

Характер распределения напряжений существенно меняется по мере удаления от поверхности сварного соединения. Это закономерно, поскольку основное воздействие на материал осуществляется в поверхностных слоях, соприкасающихся с рабочим инструментом. Наиболее интересными представляются распределения напряжений в поверхностном слое толщиной  $\sim 3,5$  мм (Рис.5.10-5.12), для которых характерно резкое изменение этого распределения напряжений по мере удаления от поверхности. Для сечений на расстоянии от поверхности более 3,5 мм характер распределения практически одинаковый (Рис.5.13-5.15).

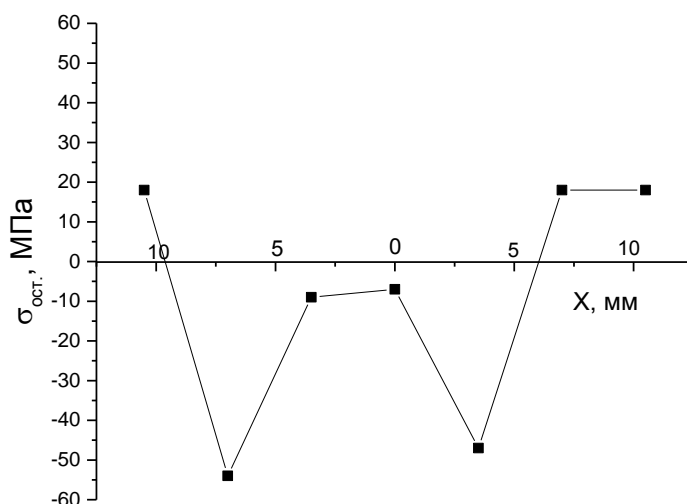


Рисунок 5.10. Распределение остаточных напряжений в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=0$  от поверхности: X –расстояние от центра шва

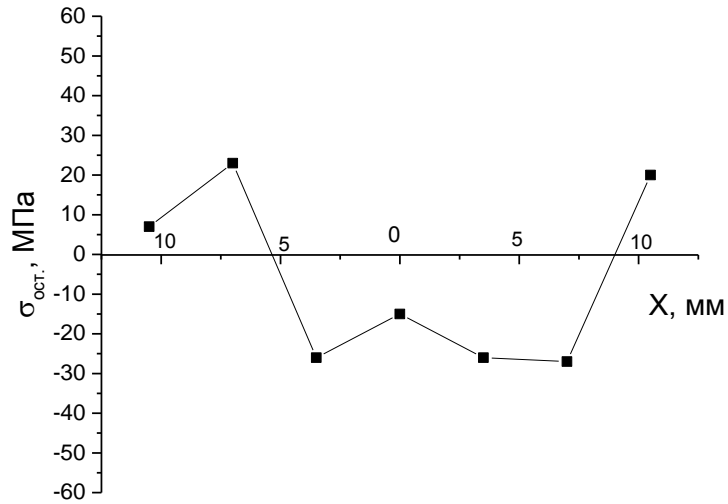


Рисунок 5.11. Распределение остаточных напряжений в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=2,5$  мм от поверхности: X –расстояние от центра шва

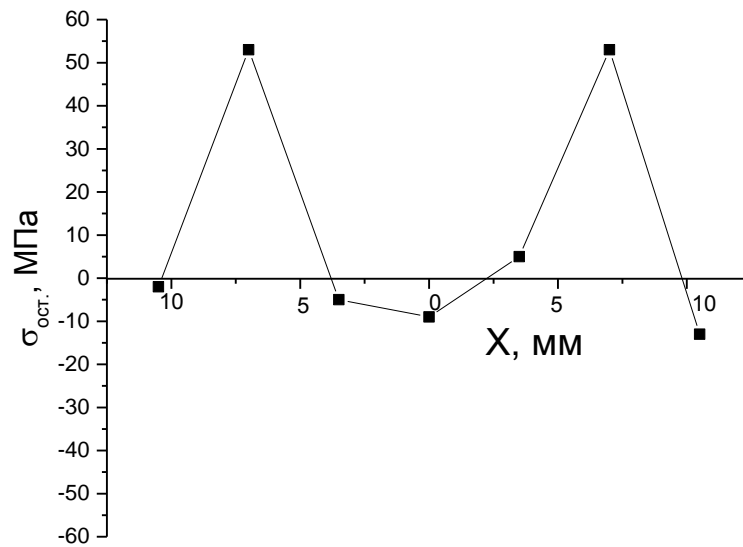


Рисунок 5.12. Распределение остаточных напряжений (б) в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=3,5$  мм от поверхности: X –расстояние от центра шва

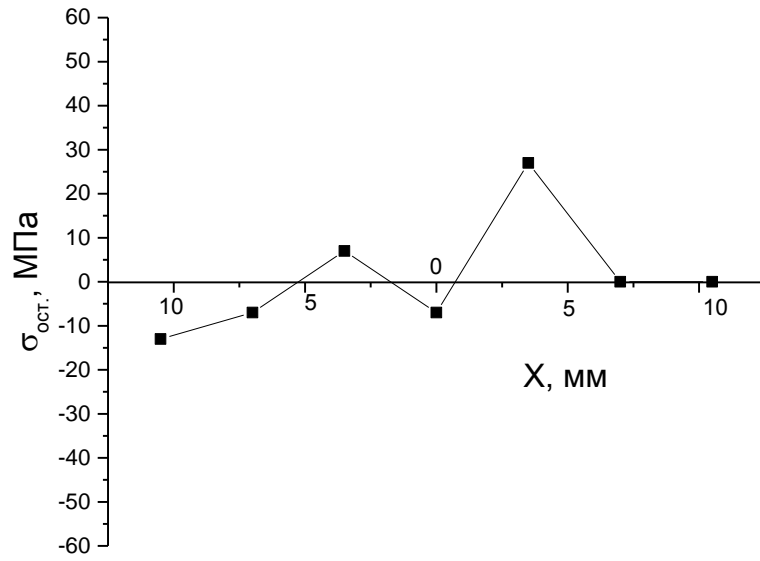


Рисунок 5.13. Распределение остаточных напряжений в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=6$  мм от поверхности:  $X$  –расстояние от центра шва

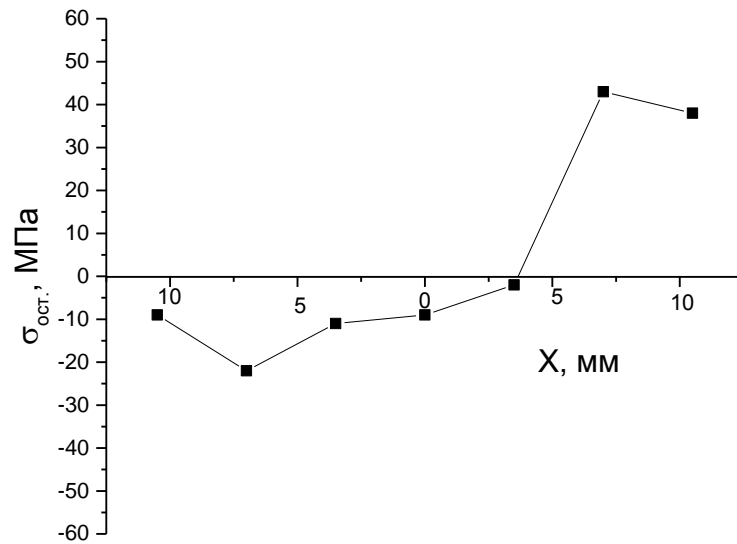


Рисунок 5.14. Распределение остаточных напряжений в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=7$  мм от поверхности:  $X$  –расстояние от центра шва

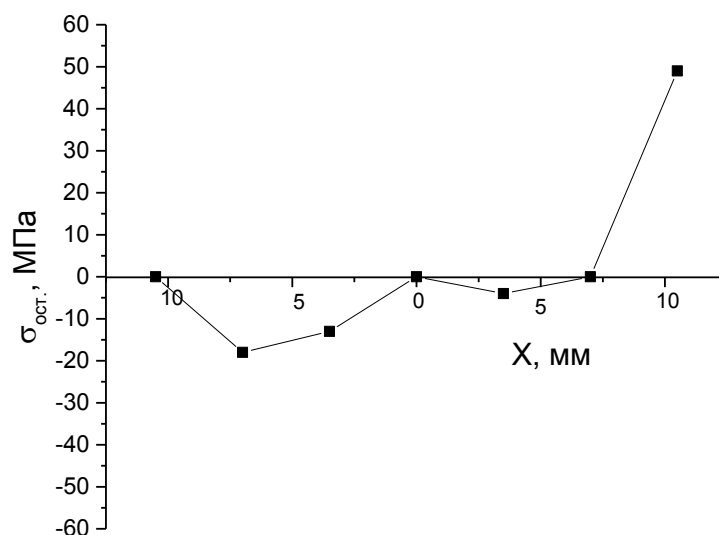


Рисунок 5.15. Распределение остаточных напряжений в поперечном сечении сварного соединения на расстоянии  $z=9,5$  мм от поверхности: X –расстояние от центра шва

В поверхностном слое (Рис.5.10) сжимающие напряжения доминируют в ЗП и примыкающей к ней области ЗТВ, при этом пиковые сжимающие напряжения формируются в переходной области между ними. На расстоянии 3,5 мм от поверхности (Рис.5.12) характер распределения остаточных напряжений резко изменяется. В области шва уже доминируют растягивающие напряжения, которые характеризуются так называемой «М»-образной зависимостью, которую наблюдали и в некоторых других работах [103, 110, 111, 137] и которая считается характерной для распределения остаточных напряжений в СТП соединениях. По существу распределение на поверхности соединения (Рис. 5.10) можно рассматривать как зеркально симметричную или «перевернутую» «М»-образную зависимость. Между этими сечениями распределение напряжений (Рис.5.11) имеет промежуточный характер, что свидетельствует о том, что обнаруженные эффекты имеют закономерный характер.

Нам представляется, что объяснение этим закономерностям, также как и аномальному распределению твердости целесообразно искать на основе совместного рассмотрения распределения остаточных напряжений и фазового состава. Можно предположить, что в ЗП в результате воздействия рабочего инструмента материал нагревается до предсолидусных температур и при этом происходит полное растворение интерметаллидных фаз, которые вновь выделяются при охлаждении, т.е. происходит процесс, аналогичный обработке на твердый раствор с той только разницей, что образование зародышей интерметаллидных фаз происходит и активизируется под действием сдвиговых напряжений. Это имеет принципиальное значение для сплавов системы Al-Cu-Li, поскольку известно [5, 87, 133, 139], что для них эффект дисперсионного упрочнения достигается только в том случае, когда после обработки на твердый раствор и перед старением полуфабрикат подвергается деформации на 2-3% (так называемая операция «растяжки»).

Чувствительность Al-Cu-Li сплавов к наличию деформации, предшествующей старению можно связать с тем, что для основного упрочнителя этих сплавов  $T_1$ -фазы ( $Al_2CuLi$ ) процесс зарождения затруднен и требуется с помощью пластической деформации стимулировать этот процесс. В разделе 3.2 были рассчитаны объемные эффекты превращения для различных интерметаллидных фаз в алюминиевых сплавах, мы по той же методике рассчитали объемный эффект превращения для  $T_1$ -фазы (Рис.3.16), который значительно превышает объемные изменения при выделении всех рассмотренных интерметаллидных фаз.

Таким образом, деформация при СТП стимулирует как нагрев сплава и растворение  $T_1$ -фазы, так и последующее ее выделение при охлаждении. Выделение  $T_1$ -фазы при охлаждении из-за большого положительного объемного эффекта приводит к формированию сжимающих напряжений, при этом в ЗП эти напряжения в значительной мере релаксируют в результате сдвиговой деформации, а в переходных областях по обе стороны шва остаются в виде пиковых значений ~55-60 МПа (рис.5.10). В

подповерхностных областях (Рис.5.11), где температура ниже, полного растворения  $T_1$ -фазы не происходит и в результате уровень остаточных напряжений снижается до  $\sim 30$  МПа и поэтому их релаксации в ЗП не происходит, что проявляется в сравнительно равномерном их распределении по ЗП и примыкающей к ней области ЗТВ (Рис.5.11).

При еще большем удалении от поверхности (Рис.5.12) температура и соответственно количество растворенной  $T_1$ -фазы снижается еще больше и соответственно снижается уровень пересыщенности твердого раствора и количество выделившейся при охлаждении  $T_1$ -фазы. В результате в этом сечении доминирует процесс растворения  $T_1$ -фазы, что сопровождается уменьшением объема металла и возникновением растягивающих напряжений (Рис.5.12), которые также как и в поверхностном слое релаксируют в ЗП и сохраняются в виде пиковых значений растягивающих напряжений  $\sim 65$  МПа (рис.5.12). Для более удаленных от поверхности сечений характерно неоднородное распределение напряжений (Рис.5.13-5.15).

Таким образом, формирование СТП соединения сопровождается сложными процессами термомеханического воздействия на материал, при этом важно отметить, что параметры процесса, такие как скорости вращения инструмента и его перемещения определяют соответственно скорость и температуру нагрева, и скорость охлаждения и поэтому оптимизация свойств СТП соединения может быть реализована только на основе четкого согласования этих параметров с механизмом упрочнения конкретного сплава.

В патентах [140, 141] предлагают в качестве эффективного способа повышения прочности СТП соединений из алюминиевых сплавов многоступенчатое старение, при этом на его предварительном этапе обеспечивается образование упрочняющих выделений, которые затем пройдут полный цикл термомеханического воздействия в процессе СТП. После этого сварное соединение подвергают второй стадии старения для повторного выделения упрочняющих частиц, растворенных во время нагрева в зоне сварки. Этот способ может стать существенно более эффективным,

если его дополнить разработанным нами методом количественного фазового анализа, который позволит для каждого сварного соединения определить разницу фазового состава шва и основного металла и в соответствии с этим назначать наиболее эффективный режим финишного этапа старения.

### ***5.3 Текстуры СТП соединений***

Существенные изменения в процессе СТП происходят в текстуре материала (Рис.5.16-5.20). Текстура исходного листа характеризуется так называемой текстурой «латуни»  $\{011\}\langle 211\rangle$  (Рис.5.16 в, д, ж), которая является характерной текстурой для сплавов этой системы легирования. В ЗП в результате интенсивной сдвиговой деформации происходит преобразование текстуры прокатки в близкое к бестекстурному состоянию (рис.5.16 г, е, з). Здесь важно отметить, что в области между ЗП и ЗТВ, которая испытывает наиболее сильные изменения фазового состава и механических свойств текстура материала не отличается от текстуры основного металла. Это естественно, поскольку фазовые изменения стимулируются термическим воздействием, а текстурные только сдвиговой деформацией в ЗП.

На рис.5.17-5.20 приведены ОПФ для поперечного направления пластины, которое совпадает с направлением перпендикулярным направлению прокатки и для текстуры «латуни»  $\{011\}\langle 211\rangle$  с этим направлением совпадает направление  $\langle 111\rangle$ . Поэтому для основного материала и ЗТВ естественно наличие этого компонента на ОПФ (Рис.5.17 в, г, д, Рис.5.19д, Рис.5.20 в, г, д). В области ЗП (Рис.5.18 в, г, д, Рис.5.19 в, г) этот компонент отсутствует, что свидетельствует о том, что это область интенсивной сдвиговой деформации. Сопоставление ОПФ для направления НН и ПН свариваемых методом СТП листовых полуфабрикатов, полученных от ЗП и ОМ показывает, что отличия в ОПФ более явно выражены для НН: Рис.5.16 в, д, ж сравнить с Рис.5.16 г, е, з (НН) и Рис.5.19д с Рис. 5.19 в, г (ПН).



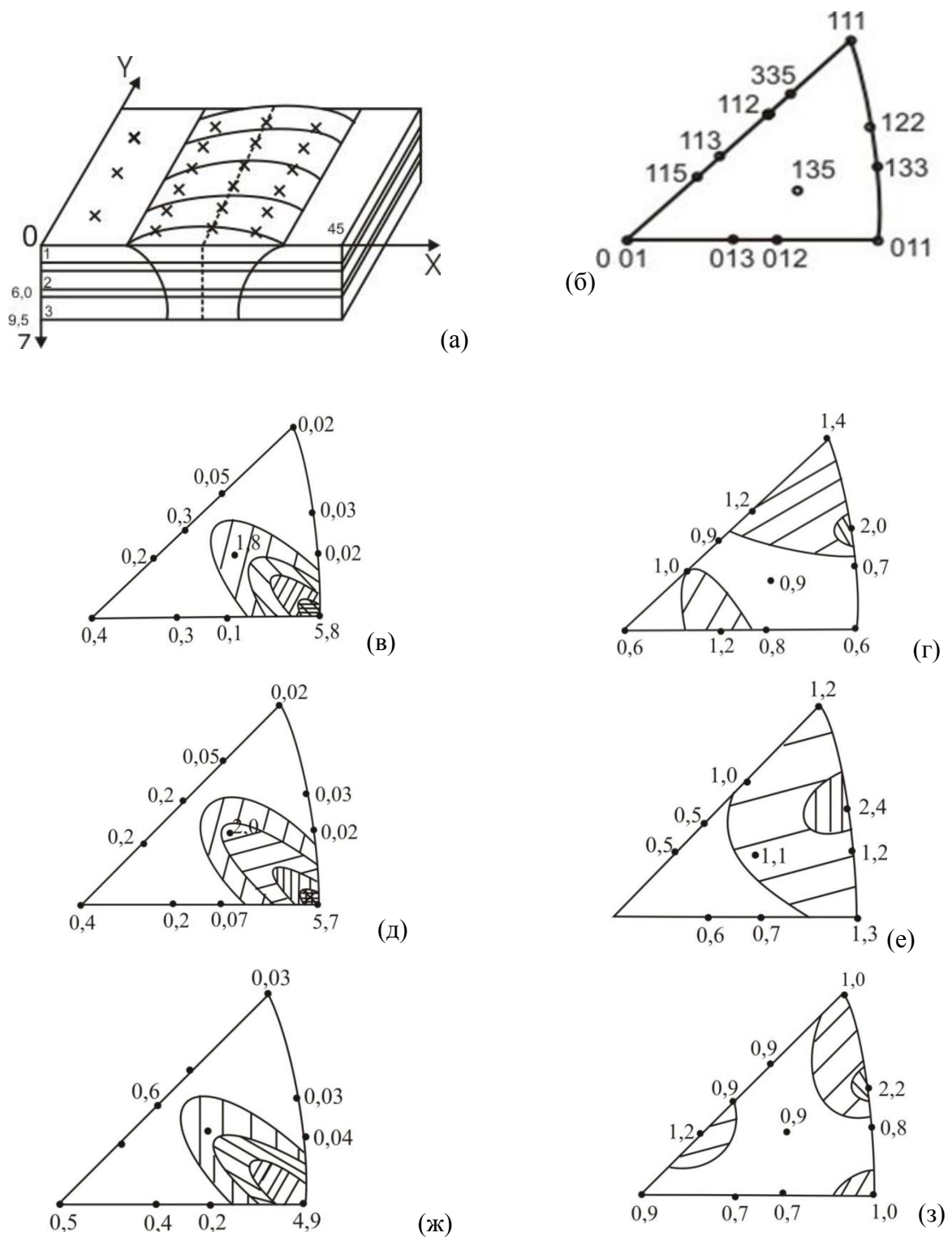


Рисунок 5. 16. Обратные полюсные фигуры от различных сечений ТСП соединения сплава В-1469 (а): (в), (г) – сечение 0 мм; (д), (е) – сечение 3 мм; (ж), (з) – сечение 6 мм; (б)– стандартный стереографический треугольник для кубического кристалла; (в), (д), (ж) – основной материал; (г), (е), (з) - ЗТМВ

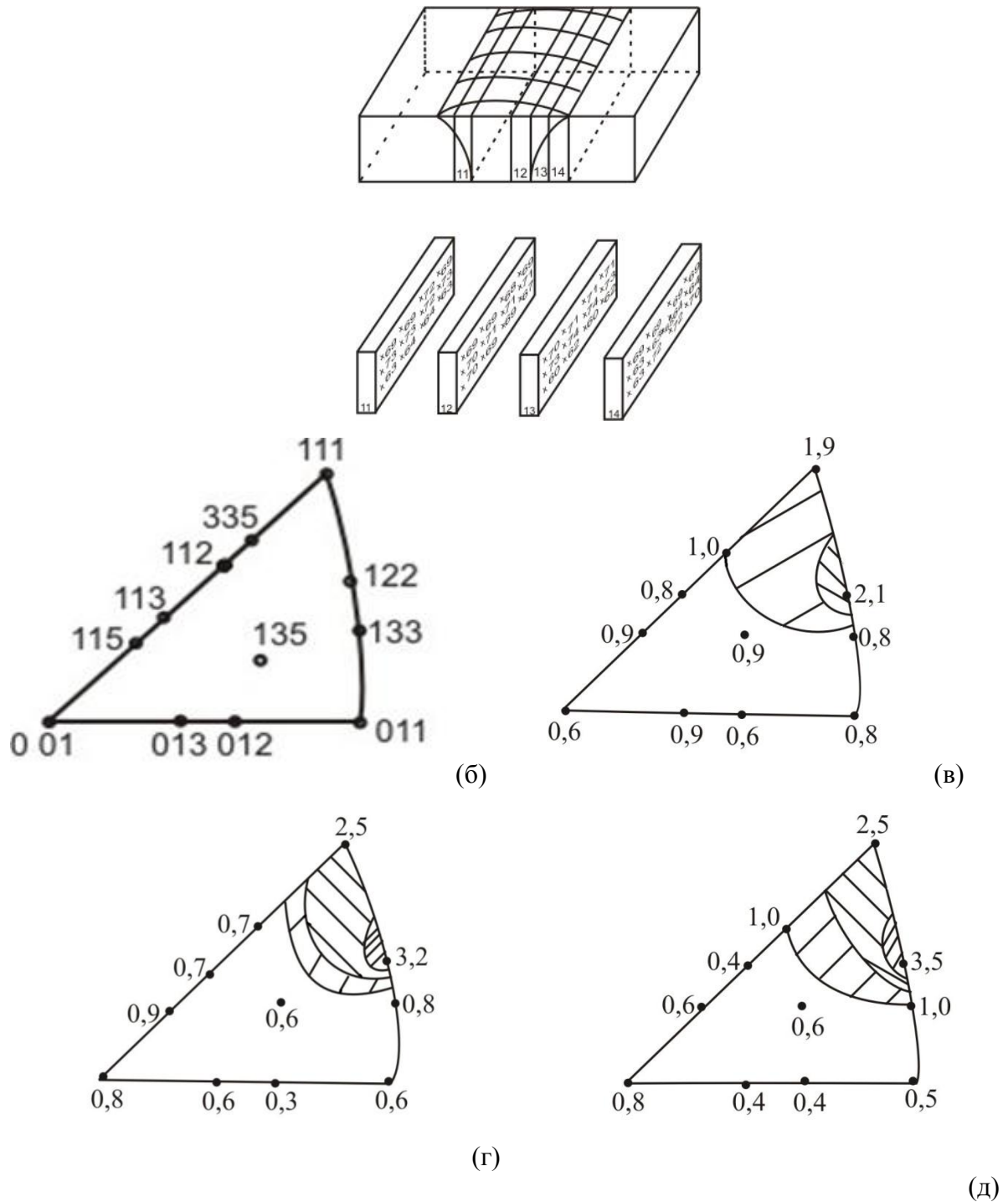


Рисунок 5.17. ОПФ для направления ПН, полученные съемкой долевого сечения сварного соединения (параллельно шву) на расстоянии 11 мм от центра шва со стороны опережения (а, образец 11): (б) – стандартный стереографический треугольник для кубического кристалла; (в) – верх; (г) - середина; (д) низ

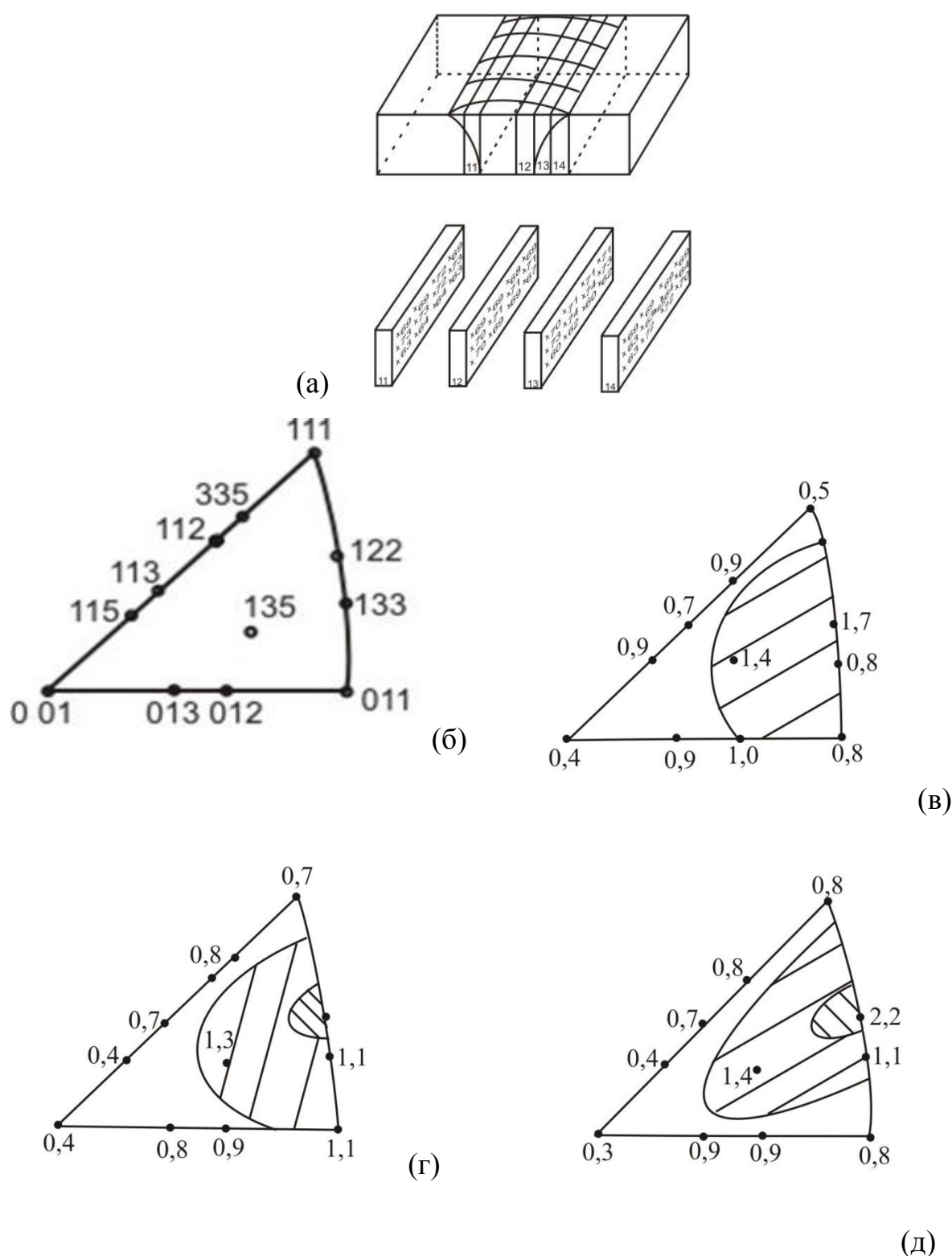


Рисунок 5.18. ОПФ для направления ПН, полученные съемкой долевого сечения сварного соединения (параллельно шву) на расстоянии 2 мм от центра шва со стороны опережения (а, образец 12): (б) – стандартный стереографический треугольник для кубического кристалла; (в) – верх; (г) - середина; (д) низ

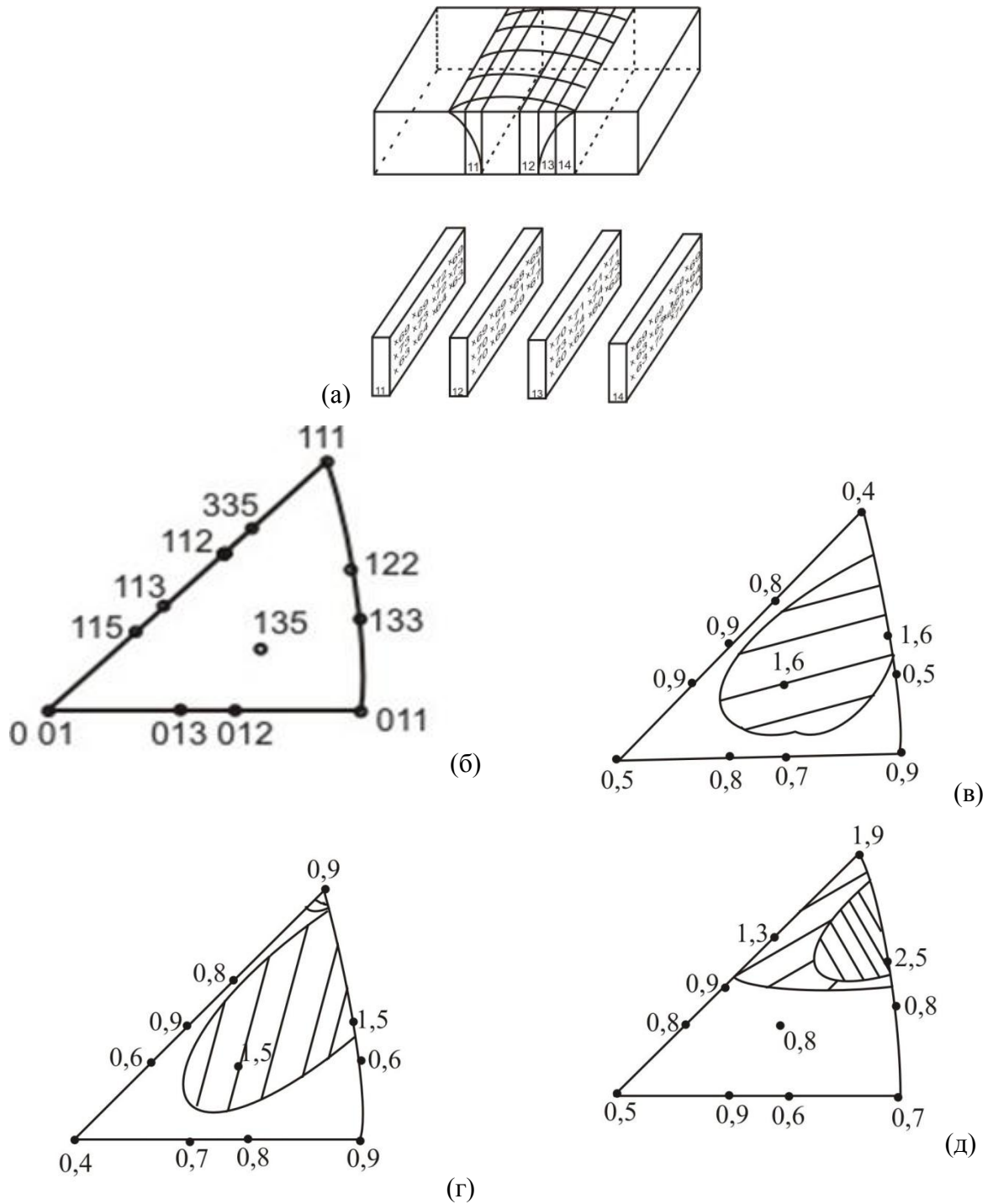


Рисунок 5.19. ОПФ для направления ПН, полученные съемкой долевого сечения сварного соединения (параллельно шву) на расстоянии 6 мм от центра шва со стороны отставания(а, образец 13): (б) – стандартный стереографический треугольник для кубического кристалла; (в) – верх; (г) - середина; (д) низ

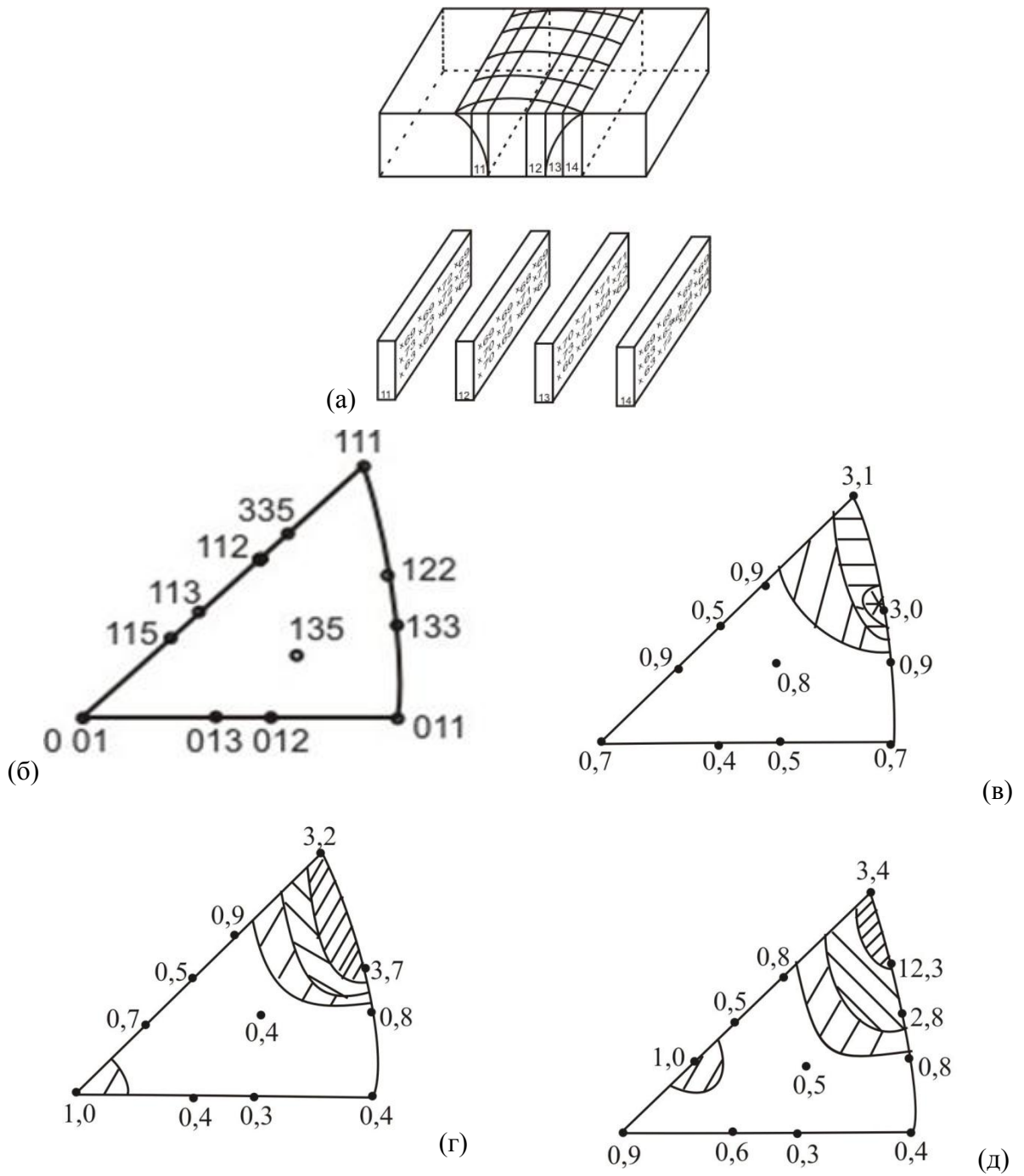


Рисунок 5.20. ОПФ для направления ПН, полученные съемкой долевого сечения сварного соединения (параллельно шву) на расстоянии 12 мм от центра шва со стороны отставания(а, образец 14): (б) – стандартный стереографический треугольник для кубического кристалла; (в) – верх; (г) - середина; (д) низ

Важно подчеркнуть, что для СТП соединений номенклатура зон сварного соединения имеет более сложный и неопределенный характер по сравнению со сваркой плавлением. Различают зону перемешивания, зону термомеханического и термического влияния и основной металл. При этом в качестве отличительных признаков используют микроструктурные характеристики, которые для сплавов разных систем легирования отличаются, в частности из-за разных механизмов рекристаллизации. Если принять в качестве отличительного признака текстуру и фазовый состав, то это упростит номенклатуру и сделает ее более определенной. Граница между зоной перемешивания и ЗТВ определяется текстурой, как только текстура начинает отличаться от исходной, значит это ЗП, как только фазовый состав начинает отличаться от ОМ, значит это ЗТВ, а зону термомеханического влияния можно упразднить, поскольку практический смысл ее введения не очевиден, а главное ее трудно идентифицировать на практике.

В работе показано, что в материале при СТП существенно меняется соотношение интерметаллидных фаз, что сопровождается специфическим распределением твердости и формированием в фиксированных зонах пиковых растягивающих остаточных напряжений. Полученные результаты могут придать количественный характер корреляциям между химическим составом и параметрами технологии с одной стороны и служебными свойствами с другой, что позволит выявить наиболее эффективные способы оптимизации служебных свойств сварных соединений из сплавов системы Al-Cu-Li, а также высокопрочных сплавов других систем легирования.

## Выводы по 5-ой главе

1. Систематические исследования распределения текстуры, фазового состава и твердости в различных зонах сварного шва, зоны термического влияния и основного материала в соединениях из Al-Cu-Li-Mg сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) показали, что разработанный метод количественного фазового анализа позволил выявить структурно-фазовые особенности СТП в сплавах системы Al-Cu-Li-Mg.
2. Показано, что распределение твердости по сечению СТП соединения имеет W-образную форму, максимальная твердость соответствует основному металлу, при этом минимальные значения твердости соответствуют переходной зоне между зоной перемешивания и зоной термического влияния.
3. СТП сплава В-1469 сопровождается уменьшением количества основной упрочняющей  $T_1$ -фазы от 4-5% в основном металле до 1-4% в зоне шва, при этом увеличение количества  $\delta'$ -фазы от 8-9 до 11-13% в зоне шва не может компенсировать уменьшение  $T_1$ -фазы, которая значительно сильнее упрочняет сплав по сравнению с  $\delta'$ -фазой.
4. Уровень остаточных напряжений в СТП соединении не превышает 60 МПа, что значительно ниже, чем величина остаточных напряжений при сварке плавлением.
5. В поверхностном слое сжимающие напряжения доминируют в области перемешивания и примыкающей к ней области ЗТВ, а в подповерхностных слоях доминируют растягивающие напряжения при этом пиковые сжимающие  $-(47-54)$  МПа и растягивающие (53 МПа) напряжения формируются в переходной зоне между областью перемешивания и ЗТВ, что соответствует «М»-образной зависимости, характерной для распределения остаточных напряжений в СТП соединениях.
6. В отличие от фазового состава и остаточных напряжений текстурные изменения в СТП соединении происходят только в зоне перемешивания, где текстура «латуни», характерная для текстур прокатки сплавов Al-Cu-Li, в

результате интенсивной сдвиговой деформации преобразуется в практически бестекстурное состояние.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

2. Методика количественного фазового анализа для сплавов системы Al-Cu-Li скорректирована применительно к сплавам четверной системы Al-Cu-Li-Mg, при этом в расчетах принимали известный из литературы экспериментальный факт одинаковой концентрации магния в твердом растворе и  $\delta'$ -фазе.
3. С использованием разработанной методики установлено, что добавление в сплав 1% магния на 0,4% увеличивает долю интерметаллидных фаз, а также существенно увеличивает концентрацию магния и период решетки (на  $\sim 0,004 \text{ \AA}$ ) в твердом растворе, что может эффективно использоваться для оптимизации составов и технологий обработки сплавов системы Al-Cu-Li-Mg.
4. Впервые установлено, что для сплавов Al-Cu-Li характерны значительно более высокие значения объемных эффектов (0,8-1,1% для  $T_1$  и  $\sim 0,1\%$  для  $\delta'$ -фазы), по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Li (0,08-0,15% для  $S_1$ -фазы и  $\sim 0,01\%$  для  $\delta'$ -фазы).
5. Обнаружена сильная зависимость упрочняющего эффекта трехступенчатого старения сплава В-1461 от степени предварительной деформации (СПД), эффект упрочнения отсутствует при минимальной степени деформации в 1% и усиливается со степенью деформации, достигая максимума при СПД 6-10%, при этом количество  $T_1$ -фазы увеличилось от 2 до 4%, а количество  $\delta'$ -фазы практически не меняется ( $\sim 18\%$ ).
6. Установлено, что  $\delta'$ -фаза в сплаве состоит из фракции нанокристаллических частиц размером 6 – 20 нм, доля которой составляет менее 20%, а оставшаяся часть состоит из рентгеноаморфных частиц размером  $< 5$  нм, которые выделяются из матрицы когерентно и имеют такую же ориентировку как нанокристаллические частицы и твердый раствор.



7. Исследования сплавов системы Al-Cu-Li-Mg, сильно отличающихся отношением основных легирующих элементов (Cu/Li) В-1469 (Cu/Li=2,9) и 1441 (Cu/Li=0,8) показали существенное различие в их фазовом составе и механических свойствах, включая анизотропию свойств.
8. Сплав В-1469 содержит две интерметаллидные фазы,  $\delta'$  и  $T_1$ , содержание которых варьируется для  $\delta'$ -фазы 7,3-8,1%, а  $T_1$ -фазы 5,0-5,9%, а сплав 1441 содержит 18,2-18,5%,  $\delta'$ -фазы и следы  $T_1$ -фазы (0-0,4%).
9. Прочностные свойства сплава В-1469 на 160-200 МПа выше, чем у сплава 1441, что свидетельствует о значительно большем упрочнении от выделения  $T_1$ -фазы по сравнению с  $\delta'$ -фазой, поскольку ~6%  $T_1$ -фазы в сплаве В-1469, на которые он превосходит 1441 дают значительно большее упрочнение по сравнению с ~10%  $\delta'$ -фазы, на которые сплав 1441 превосходит сплав В-1469,
10. Прочность и предел текучести в долевом направлении для В-1469 на 5% выше, а в сплаве 1441 на 5% ниже, чем в поперечном направлении, при этом анизотропия прочностных свойств в сплаве В-1469 коррелирует с текстурой, а текстура листов сплава 1441 не объясняет анизотропии их прочностных свойств, что вероятно связано с наличием значительной доли  $\delta'$ - фазы (>18%).
11. Исследования соединения из сплава В-1469, полученного сваркой трением с перемешиванием (СТП) позволили найти объяснение эффекту разупрочнения материала сварного шва, который обусловлен уменьшением количества  $T_1$ -фазы от 4-5% до 0-2%, при этом увеличение доли  $\delta'$ -фазы от 8-9% до 11-13% не может компенсировать снижение количества  $T_1$ -фазы, поскольку последняя является значительно более сильным упрочнителем по сравнению с  $\delta'$ -фазой.
12. В поверхностном слое сжимающие напряжения доминируют в области перемешивания и примыкающей к ней области ЗТВ, а в подповерхностных слоях доминируют растягивающие напряжения при этом пиковые

сжимающие  $-(47-54)$  МПа и растягивающие (53 МПа) напряжения формируются в переходной зоне между областью перемешивания и ЗТВ.

13. Тектурные изменения в СТП соединении происходят только в зоне перемешивания, где текстура «латуни» в результате интенсивной сдвиговой деформации преобразуется в практически бестектурное состояние.

## Список литературы

1. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Алюминий-литиевые сплавы: структура и свойства. Киев. Наукова думка, 1992.192 с.
2. R.J.H. Wanhill and G.H. Bray Chapter 2. Aerostructural Design and Its Application to AluminumLithium Alloys. pp.27-60. in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications”. Elsevier Inc. 2014. P. 554.
3. Edgar A. Starke, Jr. Ch.1 Historical Development and Present Status of Aluminu-Lithium Alloys. Chapter 1. pp.3-26 in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications”. Elsevier Inc. 2014. P. 554.
4. R.J.H. Wanhill. Chapter 15. Aerospace Applications of AluminumLithium Alloys. pp. 503-535. in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications”. Elsevier Inc. 2014. P. 554.
5. N. Eswara Prasad, T.R. Ramachandran. Chapter 3 – Phase Diagrams and Phase Reactions in Al–Li Alloys. pp. 98-137. in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications” Elsevier Inc., 2014, P. 554.
6. S.P. Lynch, R.J.H. Wanhill, R.T. Byrnes, G.H. Bray. Chapter 13 – Fracture Toughness and Fracture Modes of Aerospace Aluminum–Lithium Alloys. pp.416-456. in book: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications” Elsevier Inc., 2014, P. 554.
7. Criner, C.B., Aluminum Base Alloy, U.S. Patent No. 2,784,126, Issued March 5, 1957.
8. Criner, C.B., Aluminum Base Alloy, U.S. Patent No. 2,915,391, Issued December 11959
9. Balmuth, E.S., Schmidt, R., 1980. A perspective on the development of aluminumlithium alloys. In: Sanders Jr., T.H., Starke Jr., E.A. (Eds.), AluminumLithium Alloys. The Metallurgical Society of AIME, pp. 69-88.
10. Starke Jr., E.A., Staley, J.T., 1996. Application of modern aluminum alloys to aircraft. Prog. Aerosp. Sci. 32, 131-172.-

11. I.N. Fridlyander, N.V. Shiryayeva, S.M. Ambartsumyan, T.A. Gorokhova, R.M. Gabidullin, US Patent No. 1,172,736 (1969).
12. Fridlyander, I.N., Kolobnev, N.I., Berezina, A.L., Chuistov, K.V., 1992. The effect of scandium on decomposition kinetics in aluminumlithium alloys. In: Peters, M., Winkler, P.-J. (Eds.), *Aluminium Lithium*, vol. 1. Informations gesellschaft, Verlag, pp. 107-112.
13. Ekvall, J.C., Rhodes, J.E., Wald, G.G., 1982. Methodology for evaluating weight savings from basic material properties. ASTM STP 761, *Design of Fatigue and Fracture Resistant Structures*, Abelkis, P.R., and Hudson, C.M. (Eds.), American Society for Testing and Materials, pp. 328-343
14. Williams, J.C., Starke E.A., Jr., *Progress in structural materials for aerospace systems*. Acta Mater. 2003.51, pp. 5775-5799.
15. Eswara Prasad, N., Gokhale, A.A., Rama Rao, P., 2003. Mechanical behaviour of alumi-niumlithium alloys. S<sup>-</sup> adhan<sup>-</sup>a 28 (1 & 2), 209246.
16. Rioja, R.J., Denzer, D.K., Mooy, D., Venema, G., 2012. Lighter and stiffer materials for use inspace vehicles. In: Weiland, H., Rollett, A.D., Cassada, W.A. (Eds.), *Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13)*. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS) and John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, pp. 593-598
17. Peel, C.J., 1990. The development of aluminium lithium alloys: an overview. In: "New Light Alloys", AGARD Lecture Series No. 174, Advisory Group for Aerospace Research and Development, Neuilly-sur-Seine, France, pp. 1-55.
18. Mouritz, A.P., 2012. *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK.
19. Lenczowski, B., 2002. New lightweight alloys for welded aircraft structures, Paper 4101. In: 23rd International Congress of the Aeronautical Sciences, ICAS 2002 CD-ROM Proceedings. September 2002, Toronto, Canada.

20. Dirk Dittrich, Jens Standfuss, Jens Liebscher, Berndt Brenner, Eckhard Beyer. Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for a Regional Aircraft Fuselage Design – First Results. *Physics Procedia*. 2011. V.12. pp. 113–122.
21. Josephin Enz, Stefan Riekehr, Volker Ventzke, Nikolai Kashaev. Influence of the Local Chemical Composition on the Mechanical Properties of Laser Beam Welded Al-Li Alloys. *Physics Procedia*. 2012. V.39. pp. 51 – 58
22. Kashaev, N., Enz, J., Horstmann, M., Groth, A., Ventzke, V., Riekehr, S., et al., 2013. Quality assessment of laser beam welded AA2198 integral structures. Paper to be Presented at the 27th ICAF Symposium. June 57, 2013, Jerusalem, Israel.
23. Threadgill, P.L., Leonard, A.J., Shercliff, H.R., Withers, P.J.,. Friction stir welding of alu-minium alloys. *Int. Mater. Rev.* 2009. V.54. pp. 49-93.
24. Arbegast, W.J., Hartley, P., Friction stir weld technology development at Lockheed Martin Michoud space system—an overview. In: Vitek, J.M., David, S.A., Johnson, J.A., Smartt, H. B., DebRoy, T. (Eds.), *Proceedings of the International Conference on Trends in Welding Research*. ASM International, Materials Park, OH. 1999. pp. 541-546.
25. Heinimann, M., Kulak, M., Bucci, R., James, M., Wilson, G., Brockenbrough, J., et al. Validation of advanced metallic hybrid concept with improved damage tolerance capabilities for next generation lower wing and fuselage applications. In: Lazzeri, L., Salvetti, A. (Eds.), *ICAF 2007—Durability and Damage Tolerance of Aircraft Structures: Metals vs Composites*, vol. 1. Pacini, Naples, Italy, pp. 206-223.
26. Niedzinski, M., Thompson, C., Airware 2198 backbone of the Falcon family of SpaceX launchers. *Light Met. Age*. 2010.V. 68. December. pp. 6-7..
27. Niedzinski, M., Kabarra, J., Rubadue, J., Rice, R., MMPDS handbook: a key element in aircraft and aerospace design. *Light Met. Age* 2013a. V.71. February. pp. 38-40.
28. Denzer, D.K., Rioja, R.J., Bray, G.H., Venema, G.B., Colvin, E.L., The evolution of plate and extruded products with high strength and toughness. In:

Weiland, H., Rollett, A.D., Cassada, W.A. (Eds.), Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13). The Minerals, Metals and Materials Society (TMS) and John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, 2012. pp. 587-592

29. С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, М.И.Князев. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li (Обзор)// Деформация и разрушение материалов, 2015, №11, С. 10-26.

30. Давыдов В.Г. Металловедческие и технологические исследования Al-Li сплавов на современном этапе (обзор). Технология легких сплавов, 1996, №4, с.15-25.

31. Noble, B., Bray, S.E., On the  $\alpha(\text{Al})/\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) metastable solvus in Al-Li alloys. Acta Mater. 1998. V. 46. pp. 6163-6171.

32. Y. Ma, X. Zhou, G.E. Thompson, T. Hashimoto, P. Thomson, M. Fowles Distribution of intermetallics in an AA 2099-T8 aluminium alloy extrusion//Materials Chemistry and Physics 126 (2011) 46–53.

33. M.A. Muñoz-Morris and D.G. Morris Severe plastic deformation processing of Al–Cu–Li alloy for enhancing strength while maintaining ductility ScriptaMaterialia 63 (2010) 304–307

34. M.A. Muñoz-Morris, D.G. Morris Microstructure control during severe plastic deformation of Al–Cu–Li and the influence on strength and ductility// Materials Science and Engineering A 528 (2011) 3445–3454

35. Hongying Li, Yi Tanga, Zaide Zeng, Ziqiao Zheng, Feng Zhenga Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al–Cu–Li–Zn–Mg–Mn–Zr alloy//Materials Science and Engineering A 498 (2008) 314–320

36. Niraj Nayan, Govind, K. Suseelan Nair, M.C. Mittal, K.N. Sudhakaran Studies on Al–Cu–Li–Mg–Ag–Zr alloy processed through vacuum induction melting (VIM) technique// Materials Science and Engineering A 454–455 (2007) 500–507

37. Hongying Li, Yi Tang, ZaideZeng, ZiqiaoZheng, FengZheng. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al–Cu–Li–Zn–Mg–Mn–Zr alloy// *Materials Science and Engineering A* 498 (2008) 314–320.
38. R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga. Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys// *ActaMaterialia* 51 (2003) 2891–2903
39. R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys: the  $\theta'$  and  $T_1$  phases// *ActaMaterialia* 51 (2003) 4251–4266.
40. Thomas Dorin, Alexis Deschamps, Frerderric De Geuser, Christophe Sigli. Quantification and modelling of the microstructure/strength relationship by tailoring the morphological parameters of the  $T_1$  phase in an Al–Cu–Li alloy// *ActaMaterialia* 75 (2014) 134–146.
41. ZhongweiChen, KaiZhao, LiFan. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al–Cu–Li–X alloy// *Materials Science&Engineering*, A588, (2013), 59–64
42. Zhu, A.W., Csontos, A.S., Starke Jr., E.A., Computer experiments of superposition of strengthening effects of different particles. *Acta Mater.* 1999. V. 47. pp. 1713-1731.
43. Gable, B.M., Zhu, A.W., Csontos, A.A., Starke Jr., E.A., The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy. *J. Light Met.* 2001. V.1. pp. 1-14.
44. Rener Alderliesten, Gianni Campoli, Rinze Benedictus Modelling cyclic shear deformation of fibre/epoxy layers in fibre metal laminates//*Composites Science and Technology* 67 (2007) 2545–2555
45. S.U. Khan, R.C. Alderliesten, R. Benedictus Delamination growth in Fibre Metal Laminates under variable amplitude loading//*Composites Science and Technology* 69 (2009) 2604–2615

46. Riccardo Rodi, Rene' Alderliesten, RinzeBenedictus Experimental characterization of the crack-tip-opening angle in fibre metal laminates *Engineering Fracture Mechanics* 77 (2010) 1012–1024
47. Po-Yu Chang, Jenn-Ming Yang Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates//*International Journal of Fatigue* 30 (2008) 2165–2174]
48. Guo YJ, Wu XR. A theoretical model for predicting fatigue crack growth rates in fibre-reinforced metal laminates. *Fatigue FractEng Mater Struct* 1998;21:1133–45.
49. Guo YJ, Wu XR. Bridging stress distribution in center-cracked fiber reinforced metal laminates: modelling and experiment. *EngFractMech* 1999;63:147–63.
50. R.C. Alderliesten Analytical prediction model for fatigue crack propagation and delamination growth in Glare//*International Journal of Fatigue* 29 (2007) 628–646
51. F. Bagnolia, M. Bernabei, D. Figueroa-Gordon, P.E. Irving The response of aluminium/GLARE hybrid materials to impact and to in-plane fatigue//*Materials Science and Engineering A* 523 (2009) 118–124
52. T. Kotzakolios, D.E. Vlachos, V. Kostopoulos Blast response of metal composite laminate fuselage structures using finite element modelling//*Composite Structures* 93 (2011) 665–681
53. Sang Yoon Park, Won Jong Choi, Heung Soap Choi The effects of void contents on the long-term hygrothermal behaviors of glass/epoxy and GLARE laminates//*Composite Structures* 92 (2010) 18–24
54. Liu L, Zhang BM, Wang DF, Wu ZJ. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. *Compos Struct*2006;73(3):303–309.
55. Olivier P, Cottu JP, Ferret B. Effects of cure cycle pressure and voids on somemechanical properties of carbon/epoxy laminates. *Composites* 1995;26(7): 509–515.



56. Botelho EC, Pardini LC, Rezende MC. Hygrothermal effects on damping behavior of metal/glass fiber/epoxy hybrid composites. *Mater SciEng A* 2005;399(1–2):190–198.
57. Botelho EC, Almeida RS, Pardini LC, Rezende MC. Elastic properties of hygrothermally conditioned glare laminate. *Int J EngSci* 2007;45(1):163–172.
58. E.C. Botelho, R.S. Almeida, L.C. Pardini, M.C. Rezende Elastic properties of hygrothermally conditioned glare laminate *International Journal of Engineering Science* 45 (2007) 163–172.
59. В.В. Шестов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, В.В. Сидельников. Конструкционные слоистые алюмостеклопластики 1441-СИАЛ//*Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013.№9.С. 28-31.
60. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до2030 г. //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
61. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ для перспективной авиационной техники производства ОАО«ОАК» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 157–167.
62. Постнов В.И., Сенаторова О.Г., Каримова С.А. и др. Особенности формования крупногабаритных листов металлополимерных КМ, их структура и свойства //Авиационные материалы и технологии. 2009. №4. С. 23-32.
63. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Попов В.И. и др. Высокопрочные трещиностойкие легкие слоистые алюмостеклопластики класса СИАЛ–перспективный материал для авиационных конструкций// *Технология легких сплавов*. 2009. №2. С. 28-31.
64. Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П. и др. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 8-12.

65. H. Y. Hunsicker. Dimensional Changes in Heat Treating Aluminum Alloys, Trans. AIME A. VII (1980) 759–773.
66. С.Я. Бецофен, А.А. Ильин, О.Е. Осинцев, М.С. Бецофен Фазовый состав и объемные эффекты фазовых превращений в алюминиевых сплавах// Металлы, 2008, №6, 70-77.
67. Pearson W.B. A Handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys. N.Y.: Pergamon Press, 1958. 1044 p.
68. Betsofen S., Chizhikov M. Quantitative Phase Analysis of Al-Mg-Li and Al-Cu-Li Alloys// Materials Science Forum. 2014. V.794-796. P. 915-920.
69. С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, И.А. Грушин, М.И. Князев, Л.Б. Хохлатова, А.А. Алексеев. 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 // Металлы. 2015. №1. С.59-66.
70. S. Betsofen, I. Grushin, M. Knyazev, and M. Dolgova. Quantitative Methods for the Study of Al—Li Alloys: Phase Composition, Anisotropy of Properties, and Phase Stability//Metallofiz. Noveishie Tekhnol. 2015. V.37. No. 11. P. 1001-1017. (in English).
71. S. Katsikis, B. Noble, S.J. Harris Microstructural stability during low temperature exposure of alloys within the Al—Li—Cu—Mg system Materials Science and Engineering A 485 (2008) 613–620
72. K.V. Jata\_ and A.K. Singh. Chapter 5. Texture and Its Effects on Properties in Aluminum-Lithium Alloys In: N. Eswara Prasad, Amol A. Gokhale, R.J.H. Wanhill (Eds) Aluminum\_Lithium Alloys. Processing, Properties, and Applications, Elsevier Inc., Amsterdam, 2014. pp. 139-163.
73. Ильин А.А., Захаров В.В., Бецофен М.С., Осинцев О.Е., Ростова Т.А. Текстура и анизотропия механических свойств сплава Al-Mg-Li-Zn-Sc. Металлы, 2008, №5, с.57-65.
74. J.Z. Chen, L. Zhen, W.Z. Shao, S.L. Dai, Y.X. Cui Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy//Materials Letters 62 (2008) 88–90

75. Liang Zhen, Junzhou Chen, Shoujie Yang, Wenzhou Shao, Shenglong Dai Development of microstructures and texture during cold rolling in AA 7055 aluminum alloy// *Material science and Engineering A* 504 (2009) 55–63
76. Przystupa, M.A., Vasudevan, A.K., Rollet, A.D.,. Crystallographic texture gradients in the aluminum 8090 matrix alloy and 8090 particulate composites. *Mater. Sci. Eng.* 1994, A186, 35-44.
77. Vasudevan, A.K., Fricke, W.G., Malcolm, R.C., Bucci, R.J., Przystupa, M.A., Barlat, F., 1988a .On through thickness crystallographic texture gradient in Al-Li-Cu-Zr alloy. *Metall. Trans. A* 19A, 731-732.
78. Inoe H., Takasugi T. Analzsis of average orientation distribution in sheet materials with through-thickness texture gradient./ *Z.Metallkd.* 2001. V.92. №1. pp.82-88.
79. Q. Contrepois, C. Maurice, J.H. Driver Hot rolling textures of Al–Cu–Li and Al–Zn–Mg–Cu aeronautical alloys: Experiments and simulations to high strains. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 7305–7312
80. Колобнев Н.И., Сетюков О.А., Хохлатова Л.Б., Оглодков М.С. Влияние кристаллографических ориентировок на свойства плит из Al-Li сплавов В-1461 и 1424. *Технология легких сплавов.* 2010. №1. С. 100-106.
81. Е.А.Лукина, А.А. Алексеев, Л.Б. Хохлатова, М.С. Оглодков. Закономерности формирования упрочняющих фаз в сплавах 1424 системы Al-Mg-Li-Zn и В-1461 системы Al-Cu-Li-Zn-Mg. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2013. №9. С.12-17.
82. A.K. Vasudévan, M.A. Przystupa, W.G. Fricke Jr Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys// *Materials Science and Engineering:* 1996. V. 208, Issue 2, 30 April, pp. 172–180
83. Thomas Dorin, Alexis Deschamps, Frerderric De Geuser, Christophe Sigli. Quantification and modelling of the microstructure/strength relationship by tailoring the morphological parameters of the  $T_1$  phase in an Al–Cu–Li alloy// *Acta Materialia* 75 (2014) 134–146.

84. Zhongwei Chen, Kai Zhao, Li Fan. Combinative hardening effects of precipitation in a commercial aged Al–Cu–Li–X alloy// *Materials Science & Engineering*, A588, (2013), 59–64
85. Edgar A. Starke, Jr. Ch.1 Historical Development and Present Status of Aluminum-Lithium Alloys. pp.3-26 in: “Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications”. Elsevier Inc. Amsterdam. 2014. P. 554.
86. Yi Lin, Ziqiao Zheng, Shichen Li, Xiang Kong, Ye Han. Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy// *Materials Characterization*. 2013. V.84. 88–99.
87. A. Deschamps, B. Decreus, F. De Geuser, T. Dorin, M. Weyland. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys// *Acta Materialia* 61 (2013) 4010–4021.
88. R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga. Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys// *Acta Materialia* 51 (2003) 2891–2903
89. R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe, K. Hiraga. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys: the  $\theta'$  and  $T_1$  phases// *Acta Materialia* 51 (2003) 4251–4266.
90. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Бабарэко А.А., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Текстура листа из сплава 1430 системы Al-Li-Mg-Cu и анизотропия его предела текучести // *Металлы*. 1999. №2. С.79-84.
91. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Бабарэко А.А., Сетюков О.А. Характер изломов и текстура в полуфабрикатах из алюминиево-литиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 1996, №5, с.5-9
92. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Бабарэко А.А., Сетюков О.А., Эгиз И.В., Ручьева Н.В. Влияние термической обработки на текстуру и структуру фаз сплава 1420 в пресованном тонком профиле и его механические свойства. *Металлы*. 1996, №3, 125-130.
93. Фридляндер И.Н., Бабарэко А.А., Сандлер В.С., Шамрай В.Ф. Текстурные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при деформации и нагреве. *Перспективные материалы*. 2000, №4, с.19-24.

94. С.Я. Бецофен, О.Е. Осинцев, Цзян Фэн, С.А. Масюков. Гетерогенность структуры при прокатке и отжиге Al сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004, №9, С. 14-19.
95. Vasudevan, A.K., Przystupa, M.A., Fricke Jr., W.G., Effect of composition on crystallographic texture of hot rolled Al-Li binary alloys. *Mater. Sci. Eng.* 1995. V.A196. pp.1-8.
96. Chandan Mondal, A.K. Singh, A.K. Mukhopadhyay and K. Chattopadhyay. Formation of a single, rotated-Brass {110}<556> texture by hot cross-rolling of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy. *Scripta Materialia* 2011. V.64. pp. 446–449.
97. Chandan Mondal, A.K. Singh, A.K. Mukhopadhyay and K. Chattopadhyay. Formation of a single, rotated-Brass {110}<556> texture by hot cross-rolling of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy//*Scripta Materialia* 64 (2011) 446–449.
98. H.-J. Gudladt, J. Lendvai, J. Schneider, Precipitation strengthening and its influence on the mechanical behaviour of cyclically deformed Al-Li alloys, *Acta metall.* 1989, V.37, No.12, pp.3327-3333.
99. J.C. Huang, A.J. Ardell. Addition rules and the contribution of  $\delta'$  precipitates to strengthening of aged Al-Li-Cu alloys//*Acta metal.* 1988. V.36. No.11. PP.2995-3006.
100. С.Я.Бецофен, В.В. Антипов, М.И. Князев, М.С. Оглодков. Исследование влияния термообработки на фазовый состав, текстуру и механические свойства сплава системы Al-Cu-LiB-1461// *Металлы*, 2015. №6. С.77-84.
101. В.И. Лукин, О.Г.Оспенникова, Е.Н. Иода, М.Д. Пантелеев Сварка алюминиевых сплавов в авиакосмической промышленности. *Сварка и диагностика*. – М. – 2013. – N2.– С. 47-52.
102. В.И. Лукин, Е.Н. Иода, М.Д. Пантелеев, А.А. Скупов Особенности лазерной сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов. *Труды ВИАМ*. – М. – 2016. – N 10.–С. 7.
103. Mishra R.S, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Journal Material Science Engineering. R*, 2005; Vol.50. pp. 1–78.

104. Штрикман, М.М. Состояние и развитие процесса сварки трением линейных соединений // Сварочное производство. 2007. № 9. С. 35-40.
105. Третьяк, Н.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2002. № 7. С. 12-21/
106. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А., Овчинников В.В. Сварка трением с перемешиванием высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461, В-1469 // Сварочное производство. 2015. №7. С. 21-25.
107. Миронов, С.Ю. Формирование зеренной структуры при сварке трением с перемешиванием // Физическая мезомеханика. 2014. № 1. С. 103-113.
108. Fonda R. W., Knipling K. E. Texture development in friction stir welds // Sci. Tech. Weld. Joint. 2001. V. 16. № 4. P. 288-294.
109. Миронов, С. Ю. Кристаллографические текстуры, формирующиеся при сварке трением с перемешиванием [Текст] / С. Ю. Миронов // Физическая мезомеханика. 2014. № 2. С. 43-54.
110. M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Withers, Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. Acta Mater. 2003. Vol. 51. pp.4791-4801.
111. A.Steuwer, M. Peel, P.J. Withers Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: The effect of process parameters on residual stress. Mater.Sci.and Eng. A.//2006. V.441. pp. 187–196.
112. Friction Stir Welding as a rivet replacement technology. US, Патент №6779707B2. №заявки10/217179, 12.08.2002, Опубликовано 24.08.2004
113. Конструктивный элемент и способ изготовления этого элемента. RU, Патент № 2593250С2. №заявки2013150300/02 13.11.2013, Опубликовано10.08.2016
114. Способ фрикционно-лучевой сварки. RU, Патент №2504463С2. заявки 2012116833/02, 26.04.2012, Опубликовано 20.01.2014
115. Способ сварки трением алюминиевых сплавов. RU, Патент №2350443С2. №заявки 2006124672/02, 10.07.2006, Опубликовано 27.03.2009

116. Способ лазерной сварки трением с перемешиванием. RU, Патент №2271908С2. №заявки 2003105229/02, 19.07.2001, Опубликовано 20.03.2006
117. Устройство для сварки трением с перемешиванием полых трубчатых изделий. RU, Патент № 2457930С1. №заявки 20053105335/02 16.02.2011, Опубликовано 10.08.2012
118. Инструмент для сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов и способ сварки. RU, Патент № 2357843С2. №заявки 2007128635/02 25.07.2007, Опубликовано 10.06.2009
119. Инструмент для сварки трением с перемешиванием, способ его изготовления, способ сварки трением с перемешиванием двух металлических заготовок и способ изготовления металлической детали. RU, Патент № 2417143С2. №заявки 2007132991/02 26.01.2006, Опубликовано 27.04.2011
120. Способ сварки трением с перемешиванием и соединение двух деталей, полученное этим способом. RU, Патент № 2441735С2. №заявки 2008148808/02 15.05.2007. Опубликовано 10.02.2012
121. Термообработка сплавов алюминия, твердеющих при старении. RU 2266348. №заявки 2002119573/02 21.12.2000, Опубликовано 20.12.2005
122. Алюминиево-медно-литиевый лист с высокой вязкостью разрушения для фюзеляжа самолета. RU, Патент № 2415960С2. №заявки 2007145191/02 02.06.2006. Опубликовано 10.04.2011
123. Лист из высоковязкого алюминиево-медно-литиевого сплава для фюзеляжа летательного аппарата. RU, Патент № 2418088С2. №заявки 20081299812/02 14.12.2006, Опубликовано 10.08.2016
124. Taylor, A. An Introduction to X-Ray Metallography. London, Chapman & Hall Ltd. 1945. 400 p.
125. Бецофен С. Я., Осинцев О. Е., Князев М. И., Долгова М. И., Кабанова Ю. А. Количественный фазовый анализ сплавов системы Al-Cu-Li-Mg // Вестник Московского авиационного института. 2016, Т.23, №4, С. 181-188

126. Deschamps A., Sigli Ch., Mourey T., De Geuser F., Lefebvre W., Davo B. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al–Li–Mg alloy // *ActaMaterialia*. 2012. V. 60. P. 1917–1928.
127. Программа расчета количественного фазового состава сплавов системы Al-Cu-Li-Mg. С.Я. Бецофен, М.И. Князев, И.А. Грушин, С.Д. Мусаев, М.И. Долгова. RU 2016663886. Дата рег.19.12.2016.
128. Елагин В.И. Вклад ученых ВИЛСа в разработку технологии производства длинномерных плит, профилей и панелей из высокопрочных алюминиевых сплавов для широкофюзеляжных самолетов/ В.И Елагин, В.В. Телешов, В.Б. Зайковский // *Технология легких сплавов*. 2010. №1.С. 107-111.
129. Антипов,В.В. Развитие Al–Li сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки/ Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. // *МиТОМ*. 2013. № 9.С. 5-11.
130. Лукина, Е.А. Закономерности формирования упрочняющих фаз в сплавах 1424 системы Al-Mg-Li-Zn и В-1461 системы Al-Cu-Li-Zn-Mg/Е.А.Лукина, А.А. Алексеев, Л.Б. Хохлатова, М.С. Оглодков//*Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. №9. С.12-17.
131. Aluminum-lithium alloys. Processing, properties and applications. Ed. N. Eswara Prasad, Amol A. Gokhale, R.J.H. Wanhill. –Amsterdam.: Elsevier Inc., 2014. 652 p.
132. О.А. Сетюков. Рентгеноструктурное определение структурных параметров кристаллических решеток матрицы и  $\delta'$ -фазы ( $Al_3Li$ ) в сплавах Al–Li/ // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2009. Т. 75. № 9. С. 41-46.
133. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие Al–Li сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки // *МиТОМ*. 2013. № 9.С. 5-11.



134. Антипов В.В. Металлические материалы нового поколения для планера перспективных изделий авиационно-космической техники Научный электронный журнал «Новости материаловедения. Наука и техника» №4, 2013, 1-8.
135. Серебренникова Н. Ю., Антипов В. В., Сенаторова О. Г. Гибридные слоистые крыльевые материалы на базе алюминий-литиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2016. №3. С. 3-8.
136. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе //Цветные металлы. 2016. №8. С. 86-91.
137. P. Cavaliere, M. Cabibbo, F. Panella , A. Squillace 2198 Al–Li plates joined by Friction Stir Welding: Mechanical and microstructural behavior//Materials and Design 30 (2009) 3622–3631.
138. Бецофен С. Я., Антипов В. В., Серебренникова Н. Ю., Долгова М. И., Кабанова Ю. А.. Исследование фазового состава, текстуры и анизотропии свойств листов из сплавов системы Al–Cu–Li–Mg //Деформация и разрушение материалов. 2017. №1. С.24-30.
139. Бецофен С. Я., Ашмарин А.А., Князев М.И., Долгова М. И. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li. Металлы, 2016, №5, С.81-88.
140. Welded structural members and method and use there of. United State Patent, Patent No.: US 8,420,256 B2 Date of Patent: Apr.16,2013, J.-C. Ehstrom, H. Gerard.
141. Aluminum alloy products having improved property combinations and method for artificially aging same. United State Patent, Patent No.: US 8,673,209 B2 Date of Patent: Mar.18, 2014. G.H.Bray, D.J.Chakrabarti, D.Denzer, J.Lin, J.Newman, C. Yanar.