



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи

ПРОКОПЕНКО ДЕНИС АЛЕКСЕЕВИЧ

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕКСТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА
АНИЗОТРОПИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ
AL-CU-LI**

Специальность

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Бецофен Сергей Яковлевич

Москва 2025

Введение.....	4
Глава 1. Текстура, фазовый состав и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li.....	9
1.1. Достоинства и проблемы применения сплавов Al-Li.....	9
1.2. Структура и свойства Al-Li сплавов.....	19
1.3. Текстура и анизотропия свойств сплавов системы Al-Li	25
1.4. Моделирование процессов деформации текстурированных сплавов алюминия.....	47
1.5. Способы управления процессами текстурообразования листовых полуфабрикатов из сплавов Al-Cu-Li.....	54
1.6. Заключение по литературному обзору.....	60
Глава 2. Объекты и методы исследования.....	63
2.1. Объекты исследования.....	63
2.2. Методы исследования.....	64
Глава 3. Исследование влияния фазового состава и текстуры на упругие свойства сплавов 1441, В-1461 и В-1469 [109].....	67
3.1. Текстура листов сплавов.....	67
3.2. Анизотропия модулей Юнга	71
3.3. Фазовый состав и модуль Юнга интерметаллидов	75
3.4. Прогнозирование модуля Юнга Al-Cu-Li сплавов.....	86
3.5. Выводы по главе 3.....	88
Глава 4. Исследование текстуры и анизотропии механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li 1441, В-1461 и В-1469 [110].....	89
4.1. Текстура и механические свойства сплавов.....	89
4.2. Определение ориентационных факторов Закса из текстурных данных.....	92
4.3. Выводы по главе 4.....	103

Глава 5. Исследование влияния фазового состава и текстуры на анизотропию упругих и механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li- Ag В-1480 и В-1481 [111, 112].....	104
5.1. Текстура и анизотропия модуля Юнга сплавов В-1480 и В-1481.....	104
5.2. Фазовый состав и величина модуля Юнга для T_1 и δ' -фаз.....	107
5.3. Анизотропия механических свойств.....	111
5.4. Выводы по главе 5.....	121
Общие выводы.....	123
Список литературы.....	125

Введение

Актуальность работы

Сплавы системы Al–Cu–Li благодаря более высоким показателям удельной прочности и жесткости могут заменить традиционные алюминиевые сплавы в авиации, поскольку способны существенно снизить вес планера: каждый 1% (мас.) лития снижает плотность ρ сплава на 3% и увеличивает модуль Юнга E на 5%. Однако при содержании лития в 2% (мас.) и более отмечены высокая анизотропия механических свойств, снижение ударной вязкости вследствие термической нестабильности. Это явилось стимулом для разработки сплавов Al–Cu–Li 3-го поколения. Оптимальные свойства конструкции – высокие удельные показатели прочности, жесткости и сопротивления изгибу – обеспечиваются при содержании лития 1–1,5% (мас.), несмотря на некоторое повышение плотности сплава (за счет большего содержания меди). Хотя сплавы с пониженным содержанием лития обладают более низкой анизотропией механических свойств, однако их анизотропия все равно остается более высокой по сравнению с большинством алюминиевых сплавов и создает проблемы при операциях глубокой вытяжки листовых полуфабрикатов.

Одним из важнейших достоинств Al–Cu–Li сплавов по сравнению со всеми остальными алюминиевыми сплавами является самая высокая удельная жесткость (E/ρ). Этот показатель исключительно важен для нижней обшивки крыльев, лонжеронов, ребер и каркаса, а удельное сопротивление изгибу $E^{1/3}/\rho$ важно для верхней обшивки крыла и фюзеляжа. Высокие упругие свойства сплавов с литием связывают с большим количеством интерметаллидов, в основном это δ' -фаза (Al_3Li) и T_1 -фаза (Al_2CuLi). Известно, что высокие прочностные характеристики в основном обеспечивает T_1 -фаза, поэтому одним из важнейших критериев разработки высокопрочных сплавов является высокое отношение Cu/Li, которое обеспечивает доминирование T_1 -фазы. Однако до сих пор не оценен вклад каждой из фаз в уникально высокий модуль упругости Al–Cu–Li сплавов, что не позволяет прогнозировать упругие свойства новых сплавов и реализовывать

целенаправленный поиск их составов, обеспечивающих максимальный уровень их упругих свойств.

Таким образом, выявление закономерностей формирования кристаллографической текстуры, количественного фазового состава и анизотропии упругих и механических свойств сплавов системы Al–Cu–Li для повышения надежности их применения в авиационной технике несомненно является актуальной задачей.

Целью работы являлось совершенствование методики количественных исследований и выявление закономерностей влияния кристаллографической текстуры и фазового состава на анизотропию упругих и механических свойств сплавов системы Al–Cu–Li для повышения надежности их применения в изделиях авиационной техники.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие основные задачи:

1. Разработать методику оценки количественного соотношения интерметаллидных фаз в Al–Cu–Li листовых полуфабрикатов с учетом неоднородности распределения фаз по ориентировкам и по сечению листа.
2. Определить механические свойства на растяжение ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) и модули Юнга (E) на образцах, вырезанных в трех направлениях в плоскости листа: направлении прокатки (НП), поперечном прокатке направлении (ПН) и под углом 45° к НП.
3. На сборных образцах определить количественные обратные полюсные фигуры (ОПФ) и периоды решетки α -твердого раствора для сечений, нормальных к НП, ПН и 45° к НП.
4. На основе сопоставления расчетных характеристик анизотропии с помощью факторов Закса и экспериментальной анизотропии определить вклад в анизотропию механических свойств текстурного фактора.
5. На основе аддитивного вклада в величины модулей Юнга сплавов от интерметаллидных фаз и твердого раствора с учетом их количественного

соотношения оценить модули Юнга δ' - и T_1 -фаз.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

1. С помощью методики количественного фазового анализа установлено, что усредненная по трем направлениям в листовом полуфабрикате сплавов системы Al–Cu–Li величина модуля Юнга пропорциональна суммарному количеству интерметаллидов δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi), при этом основной вклад дает δ' -фаза.
2. Впервые определены значения модуля Юнга интерметаллидов в сплавах системы Al–Cu–Li на основе количественного фазового анализа, экспериментально определенных модулей Юнга и правила аддитивности. Показано, что уникально высокие значения модуля Юнга сплавов системы Al–Cu–Li обусловлены более высоким количеством в них интерметаллидных фаз и их более высокими упругими свойствами (~ 100 ГПа для δ' -фазы и ~ 120 ГПа для T_1 -фазы) по сравнению с α -твердым раствором (~ 70 ГПа).
3. Для сплавов системы Al–Cu–Li найдена количественная корреляция между отношением содержания легирующих элементов Cu и Li в атомных % и количеством интерметаллидных фаз, так для сплава 1441 с отношением Cu/Li=0,93 количество T_1 и δ' -фаз составляет, соответственно, 0,6 и 17,5%, а для сплава В-1469 с Cu/Li =3,45 количество фаз составляет 6,5 и 3,5%. Это позволяет прогнозировать фазовый состав разрабатываемых Al–Cu–Li сплавов.
4. Сопоставление величин ориентационных факторов Закса для α -твердого раствора с экспериментом показало, что расчеты объясняют минимум прочности в 45° -ном направлении, но дают завышенные значения прочности для поперечного и заниженные для продольного направления. Показано, что эту разницу нельзя интерпретировать на основе влияния на анизотропию δ' - и T_1 -фаз, но можно объяснить с позиций закона Холла-Петча, поскольку для продольных образцов эффективный размер зерна существенно меньше, а прочность выше, чем для поперечных образцов.

Теоретическая и практическая значимость работы состоит в следующем:

1. Показано, что формирующаяся при прокатке сплавов системы Al-Cu-Li текстура типа «латуни» определяет анизотропию модуля Юнга всех четырех сплавов с максимальной величиной модуля Юнга в поперечном прокатке направлении, в котором расположено направление $\langle 111 \rangle$ ГЦК-решетки алюминия с максимальным модулем Юнга, а минимальное значение модуля Юнга соответствует 45° направлению, с которым совпадают кристаллографические направления с низкими и средними значениями модуля Юнга.
2. В отличие от прочностных характеристик, которые существенно выше для T_1 -фазы величины модулей Юнга δ' - и T_1 -фаз близки и составляют 93–123 ГПа для δ' -фазы и 115-123 ГПа для T_1 -фазы. Эти величины могут быть использованы при выборе составов сплавов и прогнозировании модулей Юнга разрабатываемых сплавов системы Al-Cu-Li со сбалансированными упругими и прочностными свойствами.
3. Исследование закономерностей анизотропии механических свойств листов из сплавов 1441, В-1461, В-1469 и В-1480 показало, что минимальные значения пределов текучести и прочности и максимальные значения относительного удлинения получены в 45° -ном направлении. В сплаве В-1481 со слабо выраженной текстурой практически отсутствует анизотропия механических свойств.
4. Показано, что пределы текучести в НП и ПН сплава В-1480 (560 и 530 МПа, соответственно) значительно выше, чем для сплава В-1481 (480 и 480 МПа), однако минимальные показатели для обоих сплавов равны 470 МПа (в 45° -ном направлении). Этот результат демонстрирует необходимость учета текстурного фактора и анизотропии при оценке прочности изделия и необходимость испытаний листов сплавов Al-Cu-Li в 45° -ном направлении.

Апробация работы. Материалы диссертационной работы доложены на 6 конференциях: 49 Международной молодежной конференции «Гагаринские чтения-2023», г. Москва, 50-й Международной молодежной конференции «Гагаринские

чтения-2024», г. Москва, XIX Международной научно-технической конференции «Быстрозакалённые материалы и покрытия», г. Москва, 2022, 22-ой Международной конференции «Авиация и космонавтика», 2023, Москва, XIX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. «Физико-химия и технология неорганических материалов». 2022. Москва, 2-ой Международной конференции «Скоростной транспорт будущего: перспективы, проблемы, решения». 2023. Москва.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 7 научных работ, из них 7 в изданиях, входящих в перечень ВАК, 3 из которых переведены в журналах, включенных в международные системы цитирования Scopus и Web of Science. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы. Объем диссертации составляет 136 страниц, включая 62 рисунка, 41 таблицу и список литературы из 112 наименований.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Методика оценки количественного соотношения интерметаллидных фаз в Al-Cu-Li листовых полуфабрикатов с учетом неоднородности распределения фаз по ориентировкам и по сечению листа.
2. Оценка модулей упругости интерметаллидных δ' - и T_1 -фаз и прогнозирование модулей упругости сплавов Al-Cu-Li.
3. Закономерности влияния фазового состава и текстуры на анизотропию упругих и механических свойств Al-Cu-Li сплавов.
4. Интерпретация анизотропии механических свойств сплавов Al-Cu-Li с помощью сопоставления рассчитанных из количественных текстурных данных величин ориентационных факторов Закса для α -твердого раствора с экспериментом.

Глава 1. Текстура, фазовый состав и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li

1.1. Достоинства и проблемы применения сплавов Al-Li

В последнее время сплавы Al-Li привлекают внимание из-за их использования в авиации, космонавтике и военных отраслях, поскольку они превосходят по показателям плотности, удельной прочности и жесткости, большинство промышленных сплавов Al [1–4]. Улучшения плотности и удельной прочности являются не единственными факторами определяющих эффективность аэрокосмических материалов. На рис. 1.1. показаны инженерные свойства, необходимые для различных элементов конструкций транспортных самолетов [5].

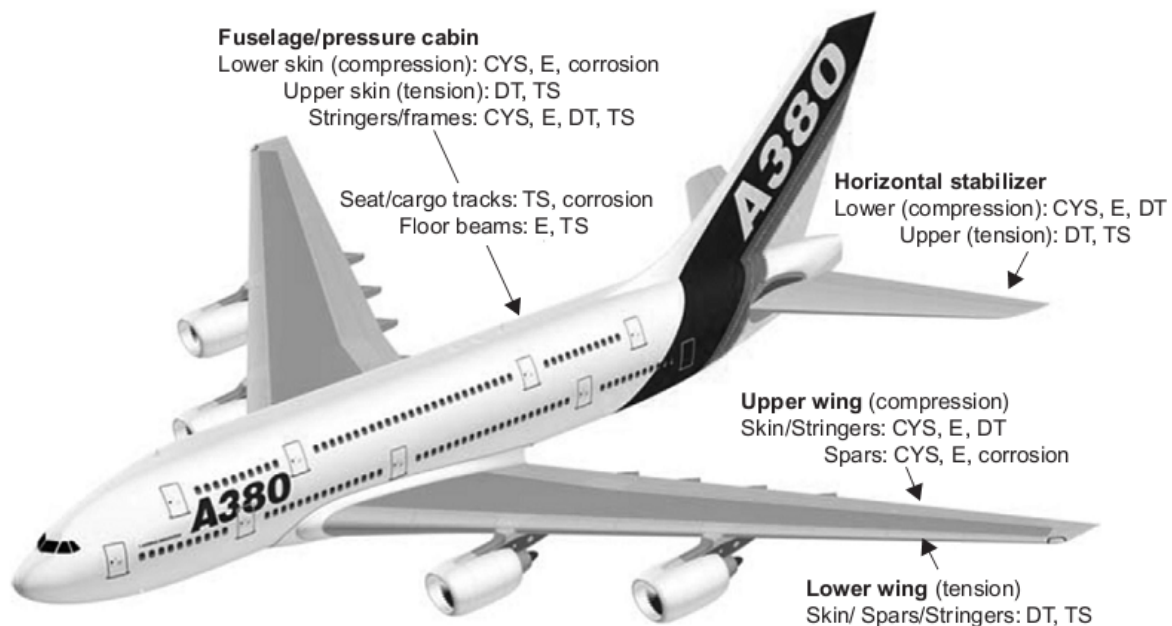


Рис.1.1. Инженерные свойства, необходимые для транспортной авиации, где: FAT = усталость; FT = вязкость разрушения; FCG = скорость роста усталостной трещины (FAT, FT и FCG обозначаются как сопротивление разрушению Damage Tolerance (DT)); E = модуль упругости; TS = прочность на растяжение; SS = прочность на сдвиг; CYS = предел текучести на сжатие; () = важные, но не критические свойства.

Превосходные свойства сплавов Al-Li объясняются влиянием Li на снижение веса и повышение модуля упругости. 1 мас. % Li снижает плотность примерно на 3% и увеличивает модуль упругости примерно на 6%. Поскольку Al — легкий металл ($2,7 \text{ г/см}^3$), существует немного вариантов легирующих добавок для дальнейшего снижения веса. Si ($2,33 \text{ г/см}^3$), Be ($1,848 \text{ г/см}^3$), Mg ($1,738 \text{ г/см}^3$) и Li ($0,534 \text{ г/см}^3$) — единственные металлические элементы с меньшей плотностью чем Al. Li - наименее плотный элемент из этих металлов, и только Mg и Li обладают умеренной растворимостью в матрице Al и тем самым могут повысить прочность за счет образования твердого раствора. Кроме того, Li имеет высокую растворимость в Al при повышенных температурах и при охлаждении образует дисперсные фазы, которые улучшают жесткость и прочность Al-сплавов [6]. С этих позиций Li является оптимальным легирующим элементом для алюминиевых сплавов. На рис.1.2 приведены зависимости плотности и модулей упругости сплавов Al от количества различных легирующих элементов. По сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами сплавы алюминий-литий обладают более высокой жесткостью, прочностью, трещиностойкостью и меньшей плотностью [7–9]. Кроме того, вязкость разрушения сплавов Al-Li при криогенных температурах выше, чем у традиционных алюминиевых сплавов. Сплавы Al-Li также имеют более высокое сопротивление к росту усталостных трещин и более низкую склонность к растрескиванию в условиях коррозии под напряжением, чем традиционные алюминиевые сплавы [10–12].

В конце 1970-х годов началась новая программа разработки сплавов Al-Li. Были проанализированы повышение каких свойств оказывает наибольшее влияние на весовую эффективность. Показано, что снижение плотности дает наибольший эффект в снижение веса, по сравнению с повышением характеристик прочности, жесткости и трещиностойкости [13] (рис. 1.3). В этой связи литий, как самый легкий металл, оказался наиболее перспективным для снижения плотности алюминия и соответственно снижения весовых характеристик.

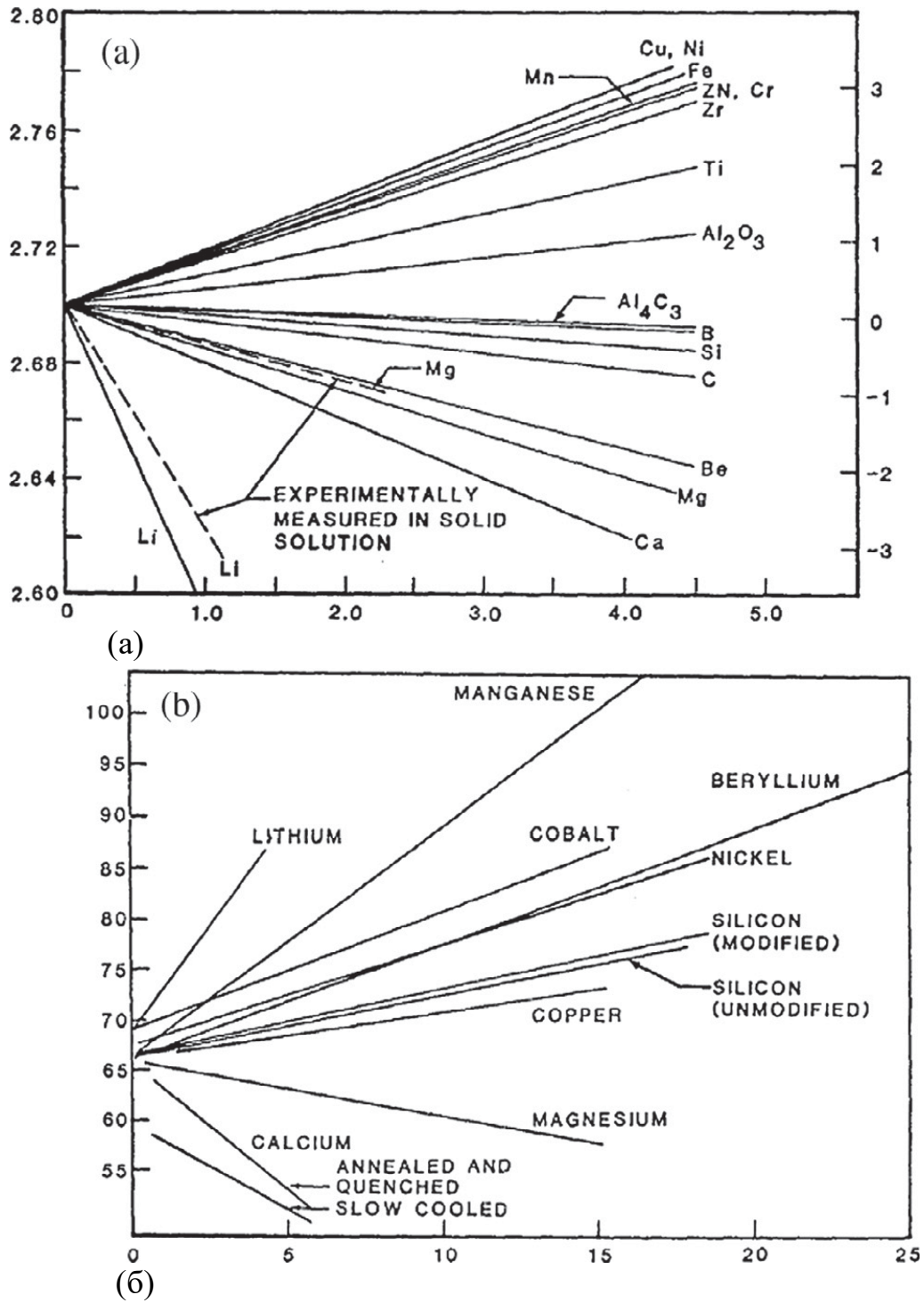


Рис.1.2. Влияние легирующих элементов на плотность (а) и модули упругости (б) Al сплавов ([4]).

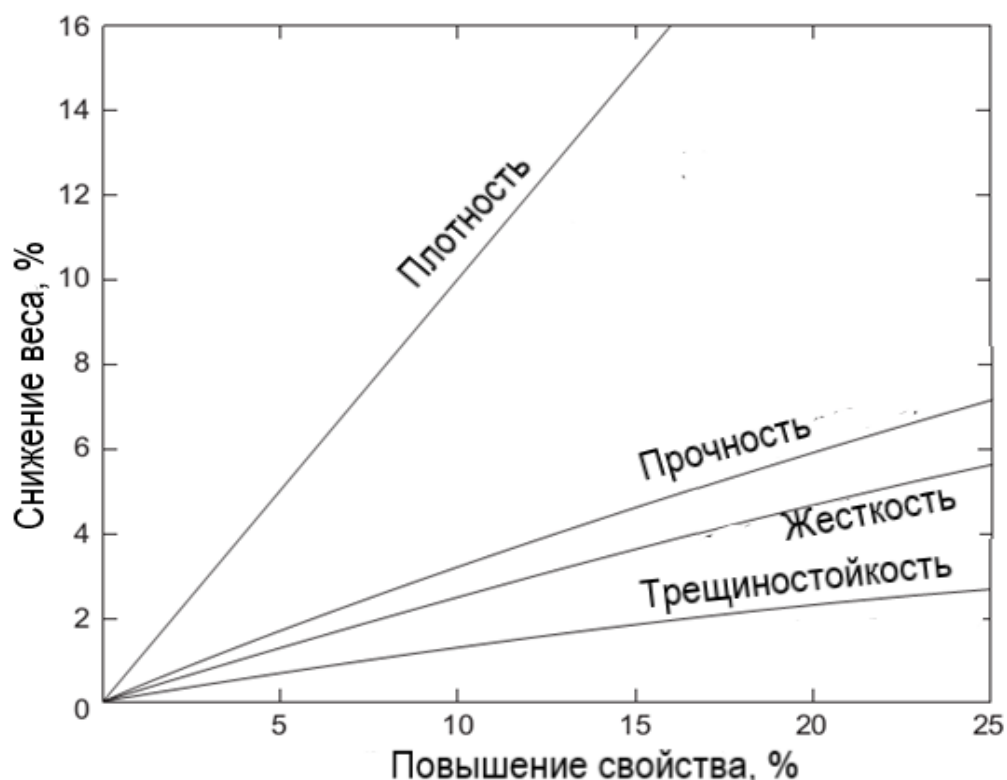


Рис.1.3. Зависимость снижения веса летательных аппаратов для различных вариантов повышения свойств.

К сожалению, помимо преимуществ от добавления Li к Al существуют недостатки. Легирование литием снижает пластичность, формуемость и вязкость разрушения, а также повышает анизотропию механических свойств. Основными причинами анизотропии свойств при растяжении являются: (1) кристаллографическая текстура; 2) локализация пластического течения из-за сдвиговой деформации δ' -фазы; (3) тип, распределение и морфология основных упрочняющих фаз, которые регулируются легирующими добавками и ТМО; (4) степень рекристаллизации и характером деформационных процессов, предшествующим искусственному старению.

Разработка технологии быстрого затвердевания (БЗ), т.е. быстрой закалки является ключом к улучшению механических свойств сплавов Al-Li [14]. БЗ имеет преимущества перед другими технологиями металлургии слитков для производства Al-Li сплавов [4]. Преимущества включают в себя (а) увеличение количества Li, при

этом получено самое высокое значение 2,7 мас.% для литейных сплавов; (б) использование таких механизмов упрочнения, как субструктурное и дисперсионное твердение; (в) увеличение количества легирующих компонентов; (г) измельчение вторых фаз [3,4,14].

Удельные жесткости алюминиевых сплавов повышаются за счет добавления лития, которое уменьшает плотность и увеличивает модуль упругости. Это показано в табл. 1.1 для сплавов Al-Li третьего поколения. Это обуславливает более высокое снижение веса (8-15%), чем дает только эффект снижения плотности (2-8%). На рис. 1.4 [12] сравниваются удельные жесткости сплавов Al-Li третьего поколения с удельными жесткостями сплавов AA 2XXX и 7XXX, а также с композитами из углеродного волокна (CFRP). Удельная жесткость алюминиевых сплавов составляет только 25% от величины удельной жесткости однонаправленных композитов в направлении волокна. (рис. 1.4). Однако необходимо учитывать высокую анизотропию волокнистых композитов, жесткость которых имеет очень низкую величину в направлении нормальном волокну.

Табл.1.1. Сравнение удельной жесткости Al-Li сплавов 3-го поколения и традиционных алюминиевых сплавов.

Сплавы	Плотность (ρ) г/см ³	Удельная жесткость (E/ρ) ГПа/(г/см ³)	Уд.сопр.смятию ($E^{1/3}/\rho$) ГПа ^{1/3} /(г/см ³)
2XXX(Al-Cu)	2,77-2,80	26.1-27.1	1.48-1.52
7XXX(Al-Zn-Mg-Cu)	2,80-2,85	25.9-26.4	1.46-1.50
3-е поколение Al-Li сплавов	2,63-2,71	28.9-31.2	1.58-1.65

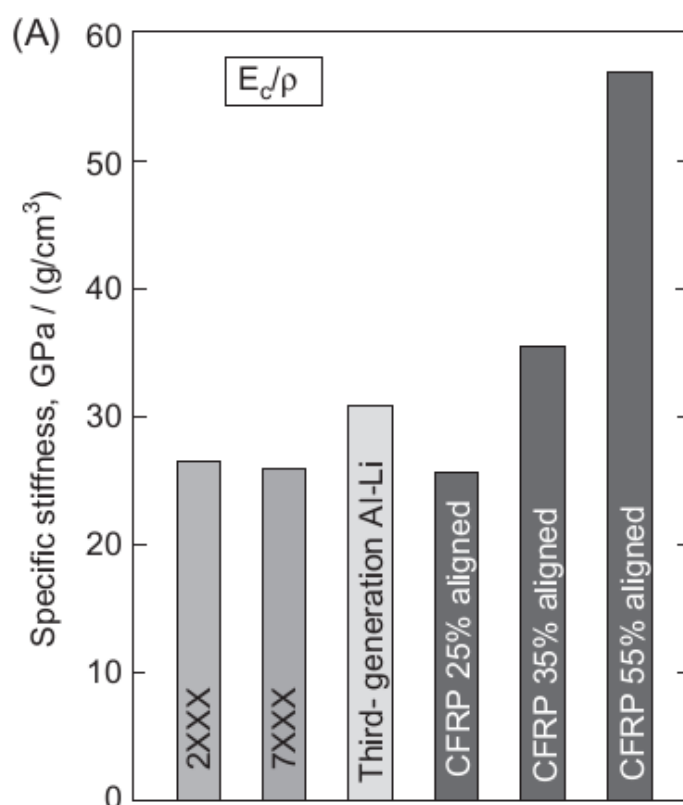


Рис. 1.4. Сопоставление величин удельной жесткости сплавов Al-Li третьего поколения, традиционных алюминиевых сплавов и волокнистых углепластиков (CFRP) с различной долей ориентированных в направлении испытания волокон: E_c =упругий модуль на сжатие, ρ = плотность [12].

В 1950-х годах исследователи компании Alcoa обнаружили, что Li увеличил модуль упругости Al, на что были получены патенты США [15–17]. В 1957 году компанией Alcoa был разработан высокопрочный сплав Al-Cu-Li 2020, и этот сплав обладал высокой прочностью и высоким сопротивлением ползучести в диапазоне температур 150–200°C. Сплав 2020 производился в коммерческих целях и использовался для изготовления крыльев самолета RA-5C Vigilante ВМС США в течение более 20 лет без единого задокументированного разрушения (трещины или проблемы с коррозией) [3].

В 1969 г. Академик Фридляндер с сотрудниками запатентовал в США самый легкий алюминиевый сплав 1420 [15, 18], который нашел применение в различных

самолетах, в том числе МИГ-29. Однако по показателям прочности и вязкости разрушения этот сплав в настоящее время не соответствует современным требованиям, поэтому в России производятся сплавы системы Al-Cu-Li 2-го и 3-го поколений, комплекс свойств которых не уступает лучшим зарубежным сплавам. Сплавы 2-го поколения были созданы с целью получения сплавов, которые легче (8–10%) и жестче, чем традиционные Al-сплавы для аэрокосмической и авиационной техники [19]. Соответственно, в 1970-х и 1980-х годах различные исследователи сосредоточились на снижении содержания Si и Fe до минимального количества, необходимого для высокой пластичности и ударной вязкости. Mn был заменен на Zr для получения выделений Al_3Zr для измельчения зерна, которые оказывают превосходное влияние на пластичность и вязкость. Компания Alcoa успешно заменила сплав 7075-T6 на сплавы Al-Li 2-го поколения, такие как прессованные изделия 2090-T86, листы 2090-T83 и T84 и пластины 2090-T81. Основные преимущества и недостатки сплавов Al-Li 2-го поколения обобщены в Табл. 1.2 [3].

Табл.1.2. Достоинства и недостатки Al-Li сплавов 2-го поколения.

Сплавы Al-Li 2-го поколения $Li \geq 2$ мас.% и $Cu < 3$ мас.%	
Достоинства	Недостатки
На 7-10% более низкая плотность	Более низкие свойства в толщинном направлении и вязкость разрушения при плоском напряженном состоянии (K _{IC})
На 10-15% более высокий модуль упругости	Высокая анизотропия механических свойств
Более низкая скорость роста усталостной трещины	Расслоение

В начале 1990-х годов на рынке появились сплавы Al-Li 3-го поколения, и эти сплавы имели пониженную концентрацию Li ($Li < 2$ мас.%), чтобы преодолеть ранее упомянутые ограничения прежних сплавов Al-Li [3,20]. Такие сплавы, как AA2076,

AA2065, AA2055, AA2060, AA2050, AA2199, AA2099, AA2397, AA2297, AA2198, AA2196 и AA2195 были разработаны для применения в авиации и космонавтике, и они являются сплавами Al-Li 3-го поколения. Механические и физические свойства сплавов Al-Li 3-го поколения были адаптированы для удовлетворения требований будущих самолетов, включая снижение веса, сокращение осмотров и обслуживания, а также производительность [3]. Например, сплав Al-Li 2195 использовался вместо AA2219 для криогенного топливного бака на космическом челноке, поскольку он обеспечивает более низкую плотность, более высокий модуль и прочность, чем AA2219.

Сплав Al-Li 2198-T851 был произведен для замены AA2524-T3 и AA2024 в конструкциях самолетов, поскольку он имеет превосходную устойчивость к повреждениям, низкую плотность и высокую усталостную прочность по сравнению с указанными сплавами [20]. Прессованные изделия, пластины и поковки из сплава Al-Li 2099 могут использоваться вместо сплавов Al 7XXX, 6XXX и 2XXX в таких областях применения, как динамически и статически нагруженные конструкции фюзеляжа и нижние стрингеры крыла. Это может быть связано с их более высокими свойствами по сравнению с вышеупомянутыми сплавами Al. Прессованные изделия из сплава Al-Li 2099-T83 заменили AA7050-T7451 для внутренних конструкций фюзеляжа, поскольку он обладает высокой жесткостью, низкой плотностью, превосходной свариваемостью и коррозионной стойкостью, а также превосходной устойчивостью к повреждениям. Кроме того, пластины и поковки из сплава Al-Li 2099 могут заменить сплавы Al AA7050-T74 и AA7075-T73, поскольку они имеют низкую плотность, высокий модуль, хорошую прочность и превосходную коррозионную стойкость.

Таким образом 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. Сплавы системы 7XXX на протяжении последних лет повышали свои

удельные прочностные характеристики (рис.5), однако при этом удельная жесткость не росла, а даже несколько снижалась. Объяснить это можно тем, что упрочнение 7XXX достигали за счет изменения состава за счет более тяжелых элементов, которые увеличивали прочность сильнее, чем плотность и удельная прочность повышалась. При этом эти легирующие элементы не увеличивали модуль упругости и за счет увеличения плотности удельный модуль снижался. Только использование сплава Al-Li позволило заметно повысить удельную прочность за счет снижения плотности и увеличения модуля упругости, рис.1.5. [21].

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

Сплав	Плотность, г/см ³	Модуль Юн при сжатии, ГПа	Удельный модуль Юн ГПа/(г/см ³)
2219-T851	2.85	74.5	26.1
2297-T87	2.65	77.2	29.1
2055-T8X	2.70	78.5	29.1
2099-T86	2.63	79.3	30.15

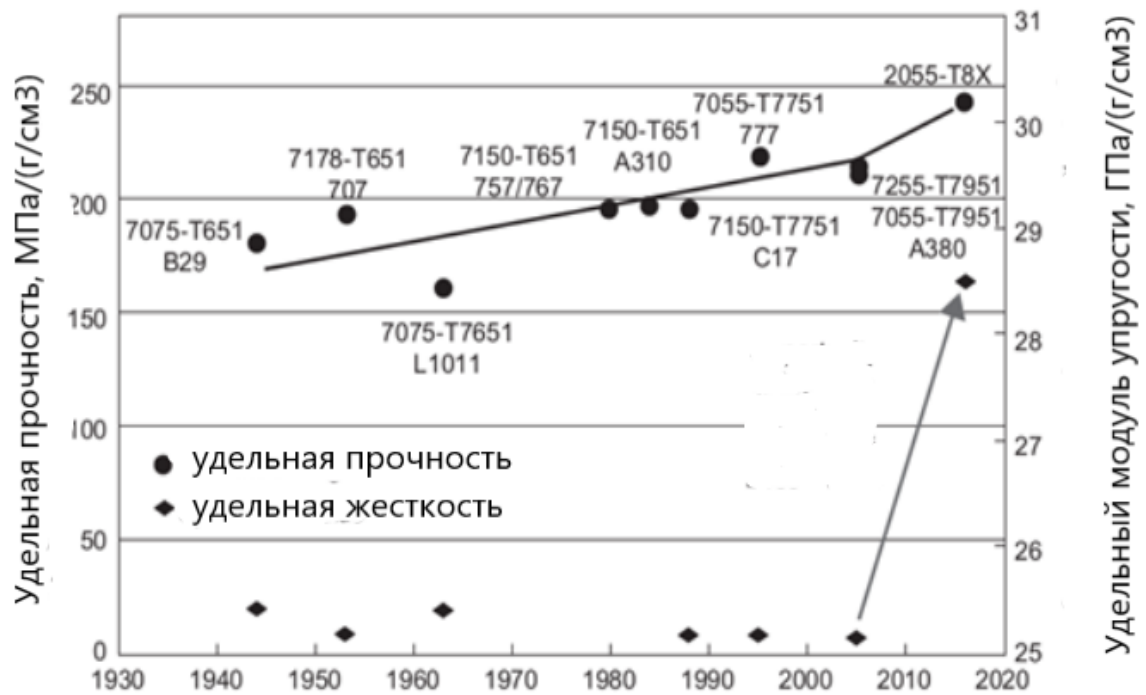


Рис.1.5. Удельные пределы текучести и модули упругости для высокопрочных изделий из АА 7XXX и Al-Li АА 2055-T8X.

1.2. Структура и свойства Al-Li сплавов

На рис.1.6. приведена диаграмма состояния Al-Li и данные о границе растворимости лития в алюминии [22].

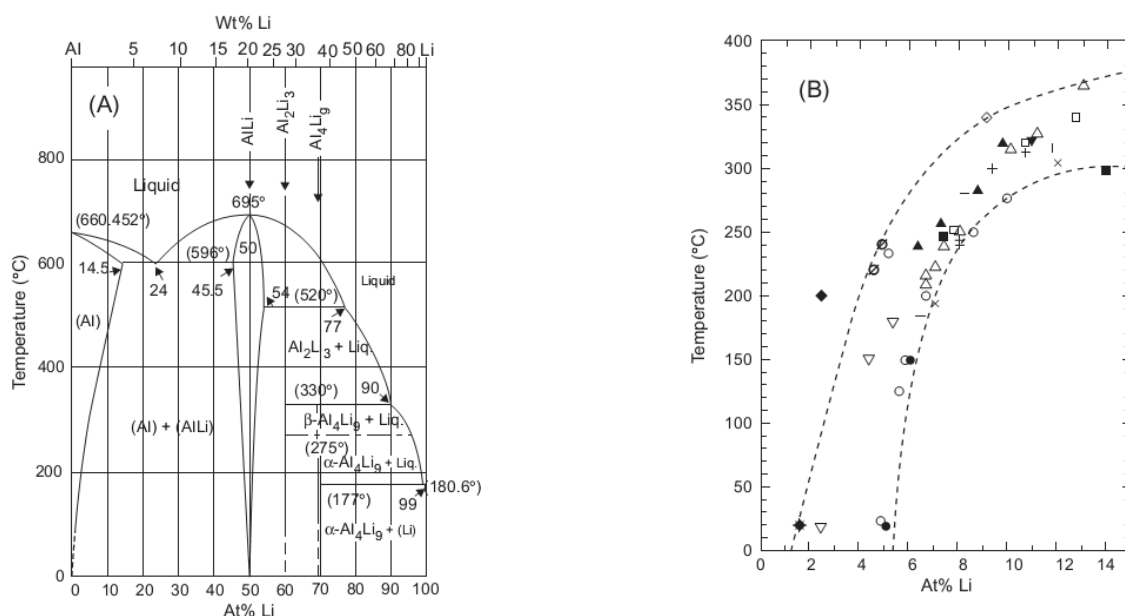


Рис. 1.6. Двойная диаграмма Al-Li (A) и (B) α - δ' линия ограниченной растворимости по данным нескольких исследователей, обобщенными в [31].

Основной литий содержащей фазой является метастабильная δ' -фаза, имеющая упорядоченную по типу $L1_2$ структуру. Ориентационные соотношения с Al матрицей: $(100)_{\delta'}/(100)_{Al}$, $[100]_{\delta'}/[100]_{Al}$. На рис.1.7. показана схема фазовых превращений в сплавах Al-Li-X [23].

В последние годы основное внимание уделялось системе Al-Cu-Li [24-30]. В сплавах этой системы существуют две медьсодержащие фазы T_1 и θ' -фаза. Фаза T_1 имеет гексагональную решетку и ориентационные соотношения с матрицей: $(001)_{T_1}/(111)_{Al}$, $[110]_{T_1}/[110]_{Al}$. Метастабильная θ' -фаза имеет тетрагональную решетку и ориентационные соотношения с матрицей: $(001)_{\theta'}/(001)_{Al}$, $[100]_{\theta'}/[100]_{Al}$. В магнийсодержащих сплавах присутствует S' (Al_2CuMg) фаза с орторомбической решеткой.

На рис. 1.7. приведено схематическое изображение (а) вклада различных механизмов упрочнения Al_3Li ; (б) зарождения пор на частицах ГЗ при наличии ЗСВ [31]. На рис. 1.8. приведены основные упрочняющие фазы в сплавах (Al-Li-Cu) и (Al-Li-Cu-Mg), а на рис.1.9. упрощенная схема микроструктурных выделений во 2-м (а) и в 3-м (б) поколениях сплавов Al-Li [32]. На рис.1.10 приведена схема фазовых превращений в сплавах Al-Li-X, на которой указаны типичные фазы, обнаруженные при различных режимах термообработки; М=основная фаза; S = второстепенная фаза [5].

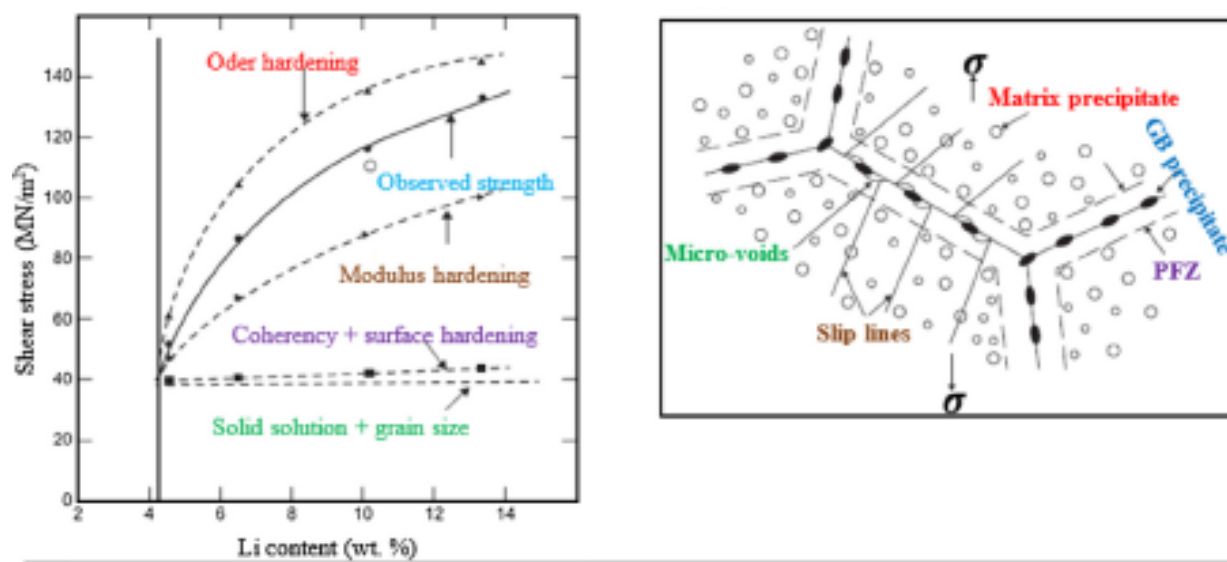


Рис.1.7. Схема: (а) вклада различных механизмов упрочнения Al_3Li [32]; (б) зарождения пор на частицах ГЗ при наличии ЗСВ [31].

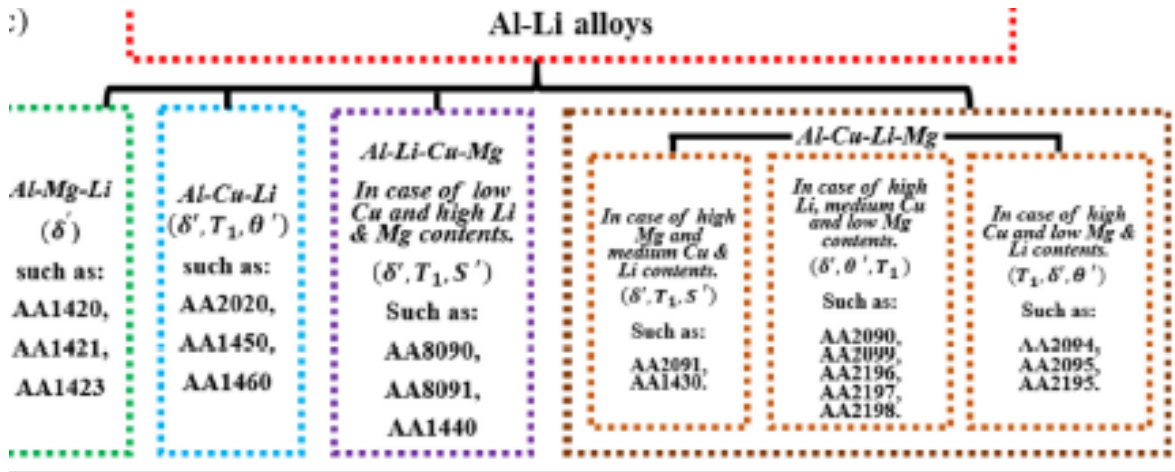


Рис. 1.8. Основные упрочняющие фазы в сплавах (Al-Li-Cu) и (Al-Li-Cu-Mg).

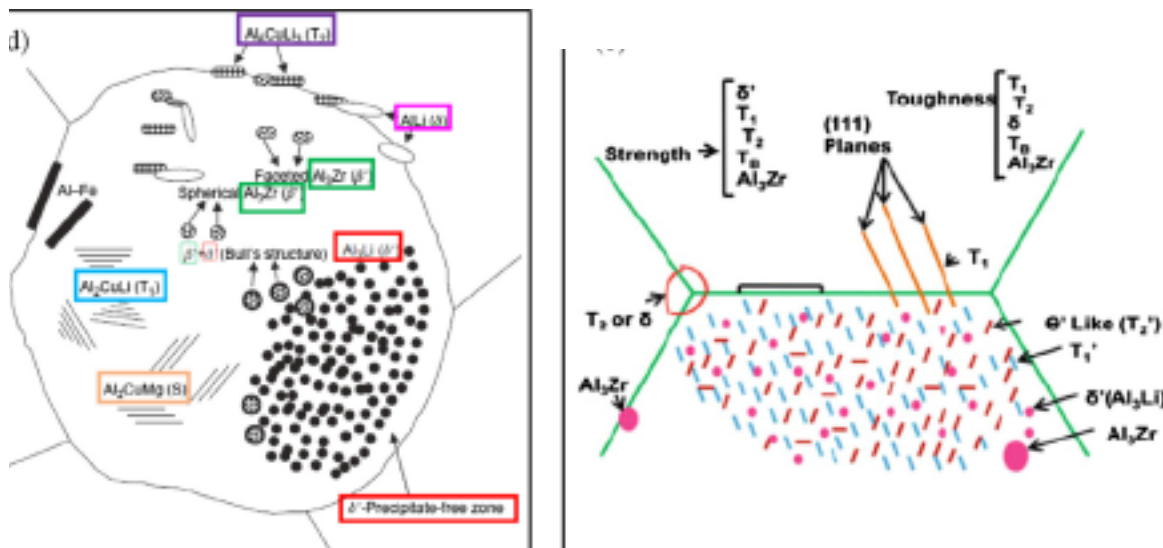


Рис.1.9. Схема микроструктурных выделений во 2-м (а) и в 3-м (б) поколениях сплавов Al-Li [32].

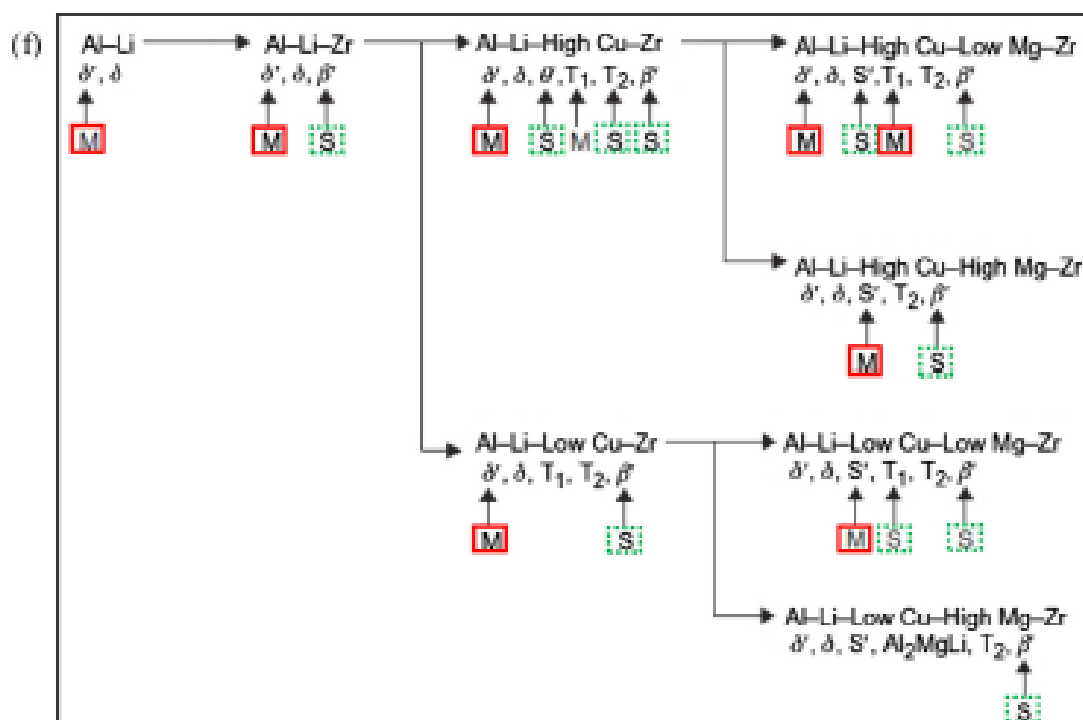


Рис.1.10. Схема фазовых превращений в сплавах Al-Li-X: указанные выше фазы являются типичными фазами, обнаруженными при различных режимах термообработки; M=основная фаза; S = второстепенная фаза [32].

Растворение элемента Li в матрице Al обеспечивает лишь небольшую степень упрочнения твердого раствора, которое в основном создается изменением модуля упругости и размера атомов Li и Al [31]. С другой стороны, основное упрочнение в сплавах Al-Li обычно достигается за счет существования большой объемной доли фазы Al₃Li (δ'), что является основной причиной высокого модуля упругости, наблюдаемого в этих сплавах, поскольку сам Al₃Li имеет большой собственный модуль упругости [2,3,32,33]. Упрочнение Al₃Li обусловлено несколькими механизмами, такими как упрочнение межфазовой поверхности раздела, модульное упрочнение и упрочнение от упорядочения [34]. Влияние модульного упрочнения и упрочнение от упорядочения на повышение прочности сплавов Al-Li выше, чем влияние упрочнение межфазовой поверхности раздела из-за создания АФГ (антифазных границ) [32]. Влияние этих механизмов на прочность с точки зрения напряжения сдвига для деформации скольжением представлено на рис.1.7а [32]. Для того чтобы уменьшить энергию, необходимую для создания АФГ, дислокации в

сплавах Al–Li двигаются парами, между которыми находится АФГ, так что вторая дислокация восстанавливает порядок, нарушенной первой дислокацией [31]. Критическое приведенное напряжение сдвига для такого процесса описывается уравнением:

$$\sigma_{\text{CRSS}} \sim (\gamma^{\text{АФГ}})^{3/2} r^{1/2} f^{1/2}$$

где σ_{CRSS} — критическое приведенное напряжение сдвига, γ — энергия АФГ частиц Al_3Li , r — средний радиус частиц, а f — объемная доля частиц. В результате сдвига упорядоченных частиц снижется вклад упорядочения в упрочнение, из-за уменьшения площади поперечного сечения частиц в результате сдвига [31-33]. Для n_d -числа дислокаций предположим, что каждая дислокация имеет вектор Бюргера b_v , и сдвиг произошел по диаметру выделений, тогда для сдвига требуется напряжение σ_{CRSS} :

$$\sigma_{\text{CRSS}} \sim (\gamma^{\text{APB}})^{3/2} (r - n_d b_v)^{1/2} f^{1/2}$$

Поэтому минимизация σ_{CRSS} приводит к предпочтительности планарного скольжения, что приводит к разупрочнению [31]. Уровень упрочнения, достигаемый с помощью этих механизмов, варьируется в зависимости от химического состава и условий старения сплава [3]. Например, в случае недостаренного состояния (ранние стадии старения) упрочнение сплавов Al–Li вызвано синергией модульного упрочнения, когерентного деформационного упрочнения и упрочнения от межфазной границы. Однако для пикового старения упрочнение создается модульным упрочнением и упрочнением от упорядочения, кроме того, доминирующим деформационным поведением является планарное скольжение [31-33]. Кроме того, было отмечено, что упрочнение, полученное от измельчения зерна и механизмов упрочнения твердого раствора при различных условиях старения, является незначительным, как показано на рис. 1.7.а [32].

Хотя Al_3Li вносит большой вклад в упрочнение сплавов Al–Li, однако этого недостаточно. Поэтому другие легирующие элементы, такие как Cu и Mg, добавляют

в сплавы Al-Li для получения других упрочняющих фаз, [3,20]. Cu и Mg способствуют повышению эффекта упрочнения либо за счет образования фаз на их основе, либо путем изменения растворимости основных легирующих элементов [32]. Кроме того, они могут взаимодействовать также с Li, чтобы выделяться в качестве упрочняющих фаз, которые встречаются в четверных (Al-Li-Cu-Mg) и тройных (Al-Li-Cu) сплавах. В сплавах Al-Li-Cu дополнительные упрочняющие фазы были получены путем выделения фаз таких как Al_2CuLi (T_1) и Al_6CuLi_3 (T_2) [3,32]. Различные упрочняющие фазы, существующие в сплавах Al-Li, представлены на рис. 1.9. и 1.10., которые демонстрируют сложные упрочняющие фазы, особенно в сплавах 3-го поколения.

Возможные способы взаимодействия между дислокациями и Al_3Li показаны на рис. 1.11. [35]. Конфигурация дислокаций в основном зависит от размера и объемной доли Al_3Li . Для сплавов Al-Li в условиях старения или пикового старения дислокации движутся парами из-за появления мелких частиц Al_3Li [31,35]. Первая дислокация нарушает порядок решетки в выделениях Al_3Li . Однако вторая дислокация устраняет нарушение, вызванное первой дислокацией [36]. В случае мелких частиц дислокации почти прямолинейные (рис.1.11a). Однако, как показано на рис. 1.11.b, дислокации постепенно выгибаются между выделениями Al_3Li по мере их роста [35,36]. Как показано на рис. 1.11.c и d, с ростом выделений дислокация становится волнистой, в которой длина волны, расстояние дислокаций попарно и кривизна изогнутых дислокаций, очевидно, зависят от распределения Al_3Li [35]. Как показано на рис. 1.11.c, расстояния между парами дислокаций примерно в два раза превышают размер выделений [35]. Как показано на рис. 1.11.d, когда выделения становятся еще больше, дислокации обходят выделения и оставляют дислокационные петли вокруг частиц, что снижает прочность сплавов [35].

Зависимость прочности от размера частиц второй фазы представлена на рис. 1.11.e, на котором выделения, имеющие радиус меньше критического размера (критический радиус), могут сдвигаться парами дислокаций. Однако с ростом

выделений (радиус выделений больше критического радиуса) может происходить изгиб или огибание [35, 36].

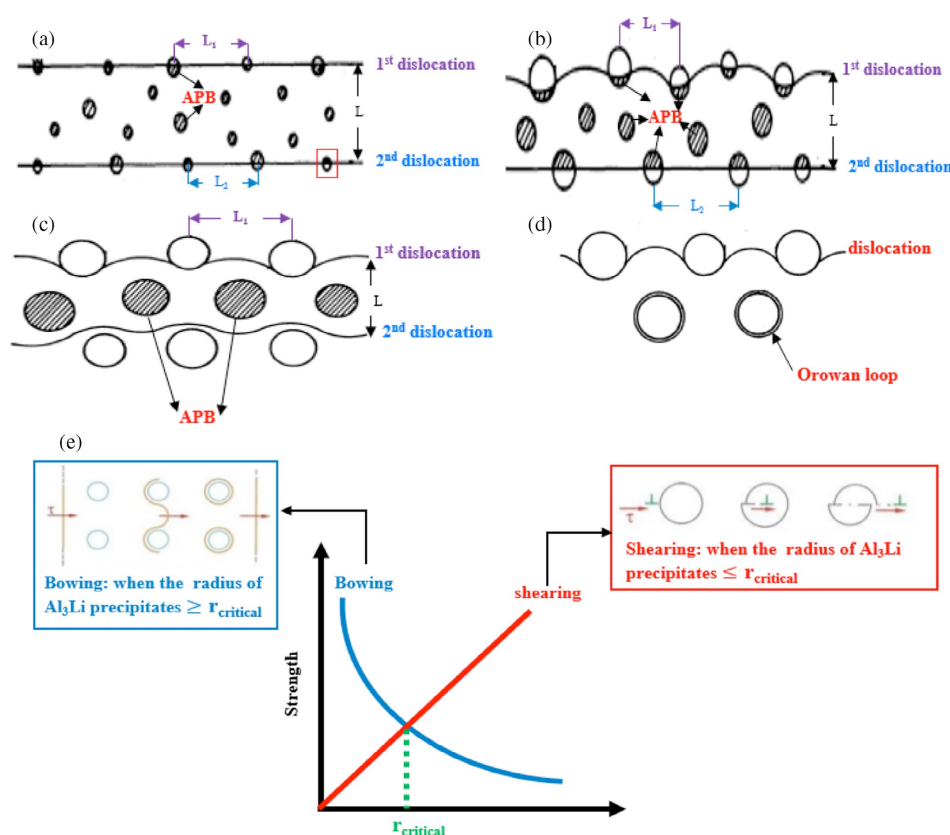


Рис. 1.11. Схематическое изображение режимов взаимодействия между упорядоченными выделениями Al_3Li и дислокациями: (a) Состояние после закалки; (b) Состояние после недостаривания; (c) Состояние после пикового старения; (d) Состояние после перестаривания; (e) Сравнение механизмов огибания и сдвига в зависимости от размера выделений (критического радиуса). L — расстояние между 1-й и 2-й дислокациями, кроме того, L_1 и L_2 — расстояние между частицами для 1-й и 2-й дислокации.

1.3. Текстура и анизотропия свойств сплавов системы Al-Li

Анизотропия механических свойств сплавов с Li выше чем у других алюминиевых сплавов и поэтому является предметом многочисленных исследований, обзоров и многих научных трудов [37-42]. Эту анизотропию для сплавов Al-Cu-Li объясняют наличием кристаллографической текстуры, однако

текстуры прокатки этих сплавов практически не отличаются от других сплавов алюминия и других ГЦК-металлов. В [42] исследовали формирование текстуры в ГЦК металлах. Текстура прокатки ГЦК-металлов постепенно изменяется от ориентировки $\{112\}\langle 111 \rangle$ (текстура “Cu”) к текстуре $\{011\}\langle 211 \rangle$ (текстура “Br”(«латуни»)) при понижении температуры прокатки или с увеличением содержания легирующих элементов. Такой текстурный переход может быть связан с изменением энергии дефекта упаковки. На основе представлений, связанных с изменением энергии дефекта упаковки и легкостью поперечного скольжения. Можно предположить, что поперечное скольжение изменяет “T-Cu” на “T-Br”. Теоретический анализ поворотов решетки, однако, указывает, что $\{112\}\langle 111 \rangle$ ориентация может быть получена обычным скольжением для кристаллов, имеющих $[1\bar{1}0]$ в поперечном направлении, т.е. для ориентаций зерен, для которых нормаль к плоскости прокатки расположена на стороне (001) – (111) стандартного стереографического треугольника, а направление прокатки имеет ориентировки между $[\bar{1}0]$ – $[\bar{1}2]$. Кристаллы с $(112)[\bar{1}1]$ ориентировкой могут затем поворачиваться к стабильной конечной позиции $(011)[2\bar{1}]$ двойным скольжением по системам, имеющим максимальные величины факторов Шмида. Интенсивное поперечное скольжение препятствует смещению от $(112)[\bar{1}1]$ к $(011)[2\bar{1}]$ и это приводит к усилению компонента “T-Cu”.

В работе [43] изучали неоднородность текстуры прокатки по толщине листа технически чистого Al при холодной прокатке с малыми (1-15%) и большими (21-53%) обжатиями. Текстуру оценивали по полным полюсным фигурам $\{111\}$ на поверхности, в среднем и промежуточном сечении листа съемкой в CoK_α излучении и по усредненным текстурам всего сечения съемкой в MoK_α излучении. Для идентификации текстур сдвига (ТС) использовали полюсные фигуры, полученные от деформированных на кручение Al прутков. Прокатка с малыми обжатиями за проход приводит к ослаблению исходной кубической текстуры ($\varepsilon=21,5\%$). Текстурные изменения при прокатке с большими обжатиями за проход отличаются только тем, что ТС возникают при больших обжатиях. Начиная с обжатий 87,6% в

поверхностном слое и 93% в промежуточном слое появляются отчетливые компоненты ТС.

Тем не менее, в большинстве случаев в сплавах с литием доминирует текстура «латуни» [38, 44-46], которая обуславливает основную особенность анизотропии сплавов Al-Cu-Li, для которых характерны минимальные показатели прочности в 45°-направлении. В работе [45] исследовали влияние текстуры и выделения интерметаллидных фаз на анизотропию ползучести сплава 2195 при температурах 140–200°C и напряжениях 150–200 МПа (рис.1.12).

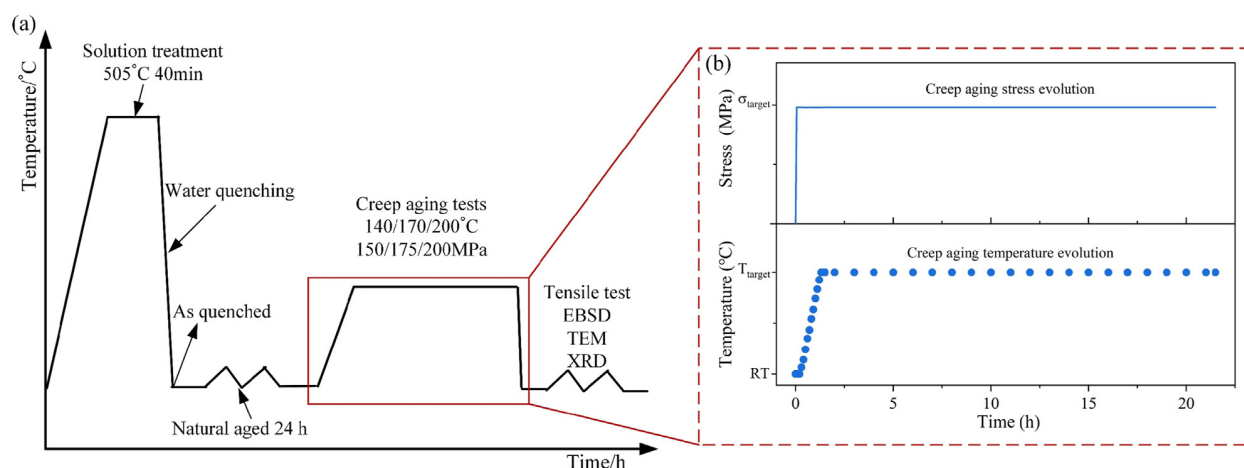


Рис.1.12. Схема эксперимента по исследованию анизотропии ползучести при температурах старения.

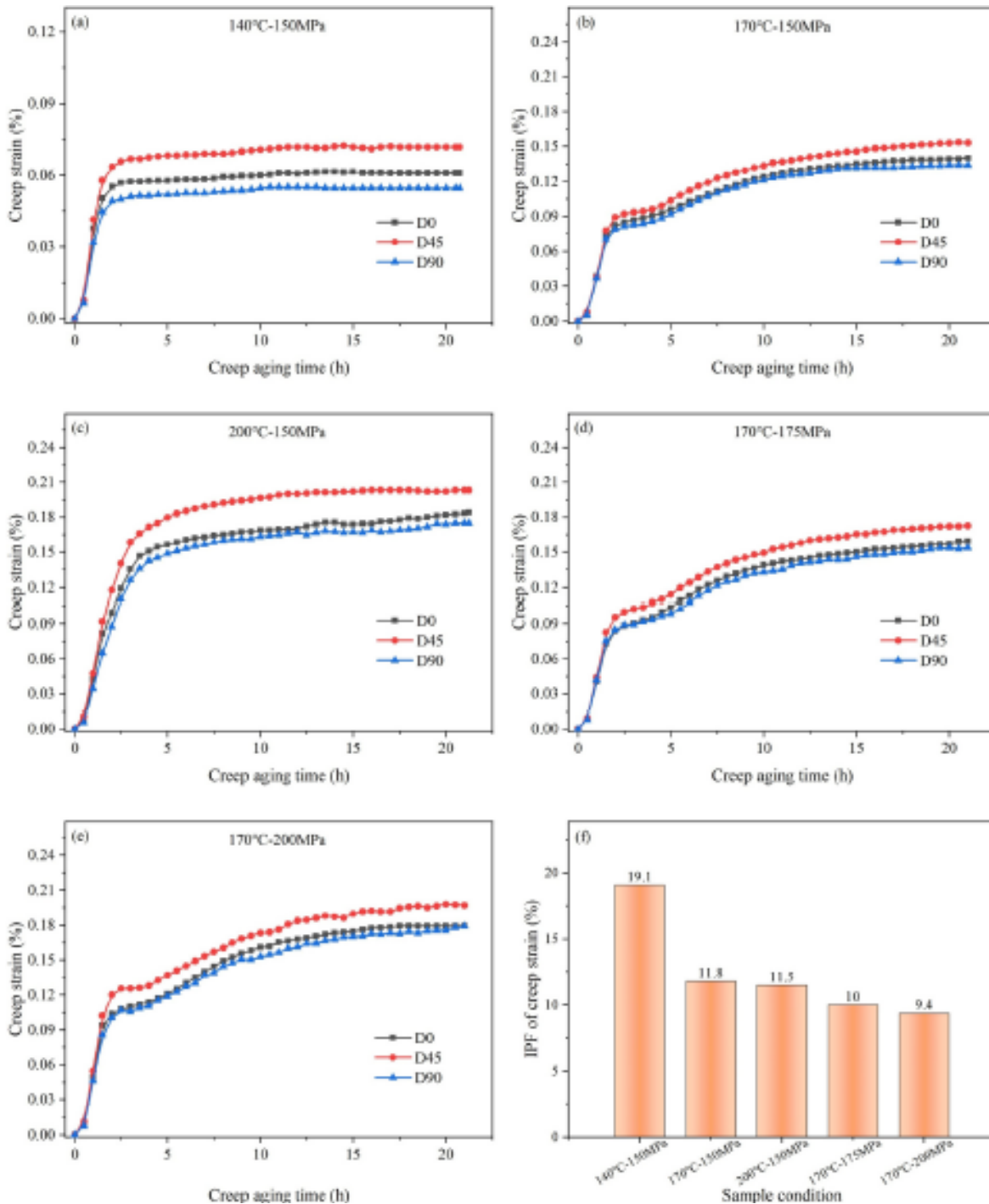


Рис.1.13. Кривые ползучести сплава 2195 alloy. (a) 140⁰С-150 МПа; (b) 170 ⁰С -150 МПа; (c) 200 ⁰С ;150 МПа; (d) 170 ⁰С ;175 МПа; (e) 170 ⁰С;200 МПа; (f) индекс плоскостной анизотропии (ІРА).

В листах сплава с текстурой «латуни» максимальная деформация ползучести была в 45⁰ образцах, что соответствовало минимальной прочности на растяжение в этом направлении для такой текстуры (рис.1.13.). При этом с увеличением

температуры и величины напряжения значение индекса плоскостной анизотропии (IPA) деформации ползучести уменьшалось с 19,1% до 9,4%. Авторы связывали эти изменения с изменением морфологии и количества выделяющихся при температурах ползучести частиц T_1 -фазы.

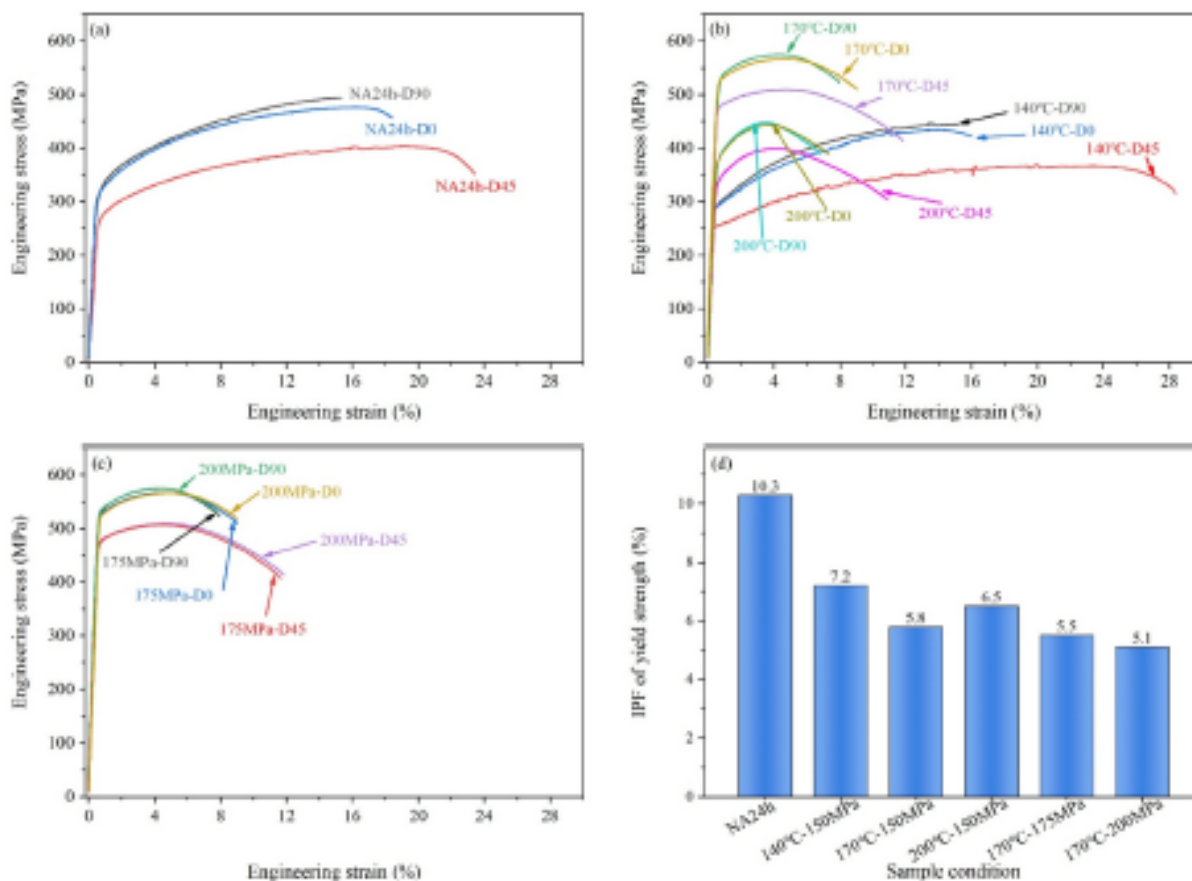


Рис.1.14. Кривые напряжение-деформация для сплава 2195. (а) испытание до старения; (б) при различных температурах старения ; (с) при различных напряжениях; (d) индекс плоскостной анизотропии (IPA).

Механические испытания (рис.1.14.) показали, что максимальную прочность показали образцы после ползучести при 170°C (рис.1.14.b), величина нагрузки при ползучести не влияет на прочность (рис.1.14.c). Анизотропия прочностных свойств снижается при испытаниях после ползучести (рис.1.14.d).

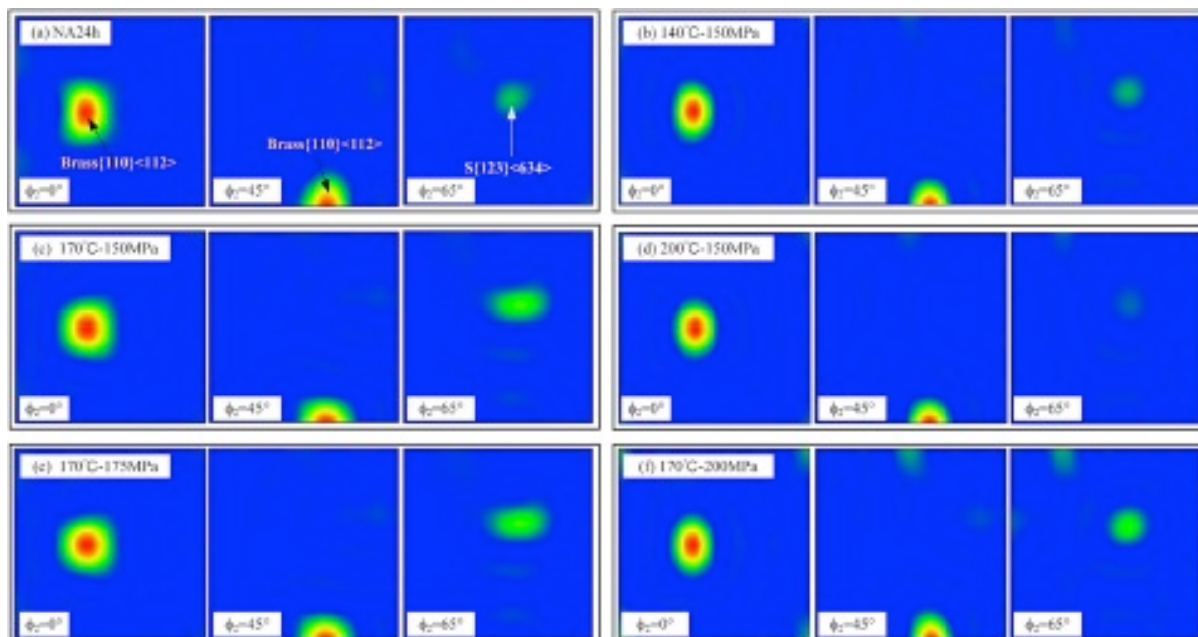


Рис.1.15. Сечения ФРО сплава 2195 после различных условий испытаний.

Исследования текстуры показали (рис.1.15.), что основным компонентом является текстура латуни $\{110\}\langle 112\rangle$ ($35^0, 45^0, 0^0$), также присутствует более слабый компонент S $\{123\}\langle 634\rangle$ ($59^0, 34^0, 65^0$). Низкие величины прочности и повышенная деформация ползучести в 45^0 направлении соответствует текстуре латуни $\{110\}\langle 112\rangle$.

С целью выявления связи микроструктурной неоднородности и механической анизотропии [46] было проведено исследование пластины из сплава Al-Cu-Li (табл.1.4) толщиной 100 мм для аэрокосмической отрасли. Зерненная структура, кристаллографическая текстура, фазовая структура и фрактография различных положений и направлений толщины наблюдались методами оптической микроскопии (OM), рентгеновской дифракции (XRD), сканирующей электронной микроскопии (SEM), дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD) и просвечивающей электронной микроскопии. Анизотропию в плоскости и по толщине характеризовали при испытаниях на растяжение, вязкость разрушения и твердость (рис. 1.16.). Результаты (табл. 1.5., рис.1.17.) демонстрируют большую анизотропию предела текучести в плоскости при одинаковой толщине пластины. Компонент текстуры латуни последовательно увеличивается в положениях T, T/4 и

T/2, тогда как компонент текстуры меди демонстрирует минимальные изменения (рис.1.18.).

Плоскостная анизотропия в основном возникает из-за текстуры латуни. На анизотропию по толщине в том же направлении в первую очередь влияют диаметр, плотность и объемная доля упрочняющей фазы T_1 . Средний диаметр и плотность первичной упрочняющей фазы T_1 внутри зерен являются самыми высокими в положении T/2 и самыми низкими в положении T. В пластине присутствуют нерекристаллизованные, удлиненные, блинообразные зерна вдоль направления прокатки. Испытания на вязкость разрушения, проводимые в направлениях L-T и T-L, преимущественно выявляют транскристаллитные сдвиговые изломы ямочного типа, тогда как в направлении S-L в качестве основной характеристики выявляются межзеренные изломы.

Механизм упрочнения за счет изменения траектории трещины является основным фактором, способствующим более высоким значениям вязкости разрушения в направлениях L-T и T-L по сравнению с таковыми в направлении S-L. Результаты выявляют связь между неоднородностью микроструктуры и механической анизотропией сверхтолстых пластин сплава Al-Li, а также дают идеи по регулированию параметров процесса при технологическом деформировании и регулированию микроструктуры при термообработке крупногабаритных пластин Al-Li.

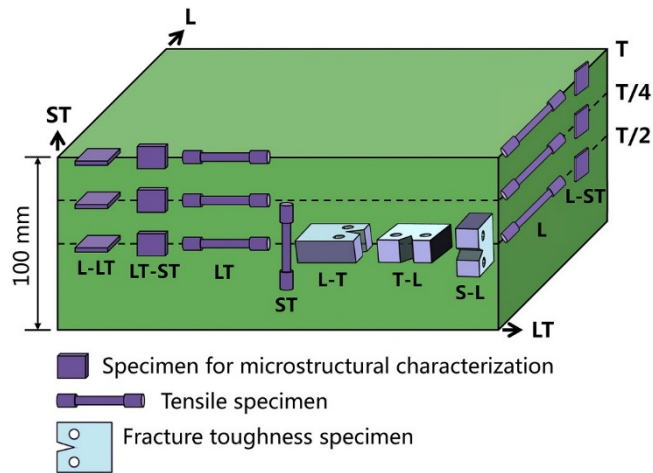


Рис.1.16. Схема вырезки образцов.

Табл. 1.4. Химический состав Al–Cu–Li сплава.

Al	Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Mn	Fe	Zn
Bal.	3.20–3.9	0.70–1.3	0.20–0.6	0.20–0.7	0.06–0.1	0.20–0.5	≤0.10	≤0.25

Табл.1. 5. Свойства на растяжение и вязкость разрушения
в разных направлениях и сечениях.

	T		T/4		T/2		
Ориентация надреза	L-T	T-L	L-T	T-L	L-T	T-L	S-L
σ_B (МПа)	518	514	526	522	541	532	515
$\sigma_{0.2}$ (МПа)	489	463	493	461	509	476	453
ε_f (%)	10,2	9,5	9,2	6,3	7,5	5,3	4,5
K_{Ic} (МПа/м ^{1/2})					40,1	31,9	24,3

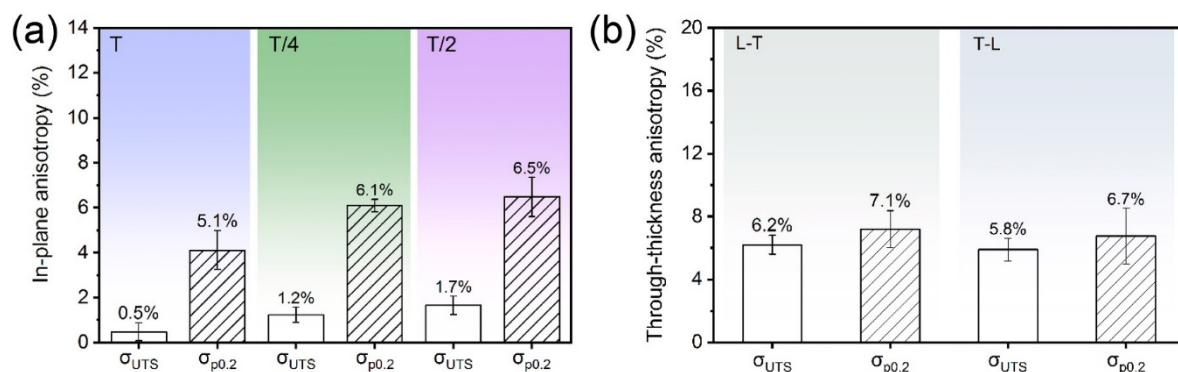


Рис.1.17. Показатели анизотропии плит: (а) анизотропия в различных сечениях плиты; (б) анизотропия в плоскости плиты.

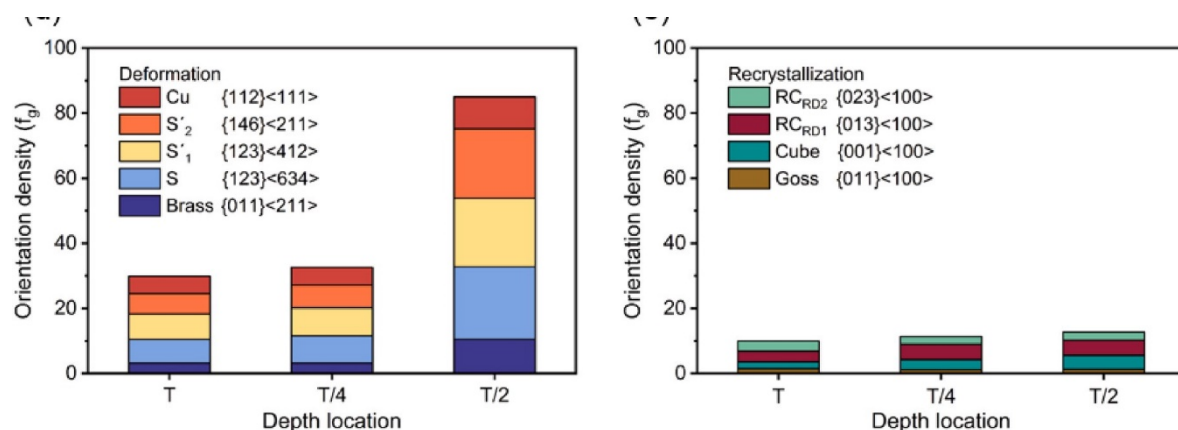


Рис.1.18. Вариации текстурных компонентов с глубиной: (а) компоненты текстуры деформации; (б) компоненты текстуры рекристаллизации.

В работе [47] исследовали влияние изменения скоростных режимов горячей прокатки на механические свойства плиты алюминиевого сплава 6061 системы Al–Mg–Si. Горячая прокатка осуществлялась в двух режимах: при высокой и при пониженной скорости прокатки. После горячей прокатки из центральной части полос отбирались образцы для определения стандартных характеристик, описывающих механические свойства материала: временное сопротивление разрыву σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ и относительное удлинение δ . Полученные значения зафиксировали анизотропию прочностных свойств (табл.1.6). Прочностные свойства во всех случаях были максимальны поперек направления прокатки и минимальны под углом 45° к нему. Снижение скорости прокатки

привело к большому упрочнению. Пластические свойства плиты оказались практически изотропными. Ориентационный анализ образцов, основанный на дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction – EBSD), показал, что вне зависимости от режима горячей прокатки наблюдалась ярко выраженная кристаллографическая текстура. Основными компонентами текстуры являлись ориентировки: две из $\{110\}<112>$, две из $\{112\}<111>$, а также $(001)[010]$ и $(110)[001]$. С помощью программного обеспечения системы анализа Oxford Instruments для одноосного напряженного состояния рассчитывались факторы Тейлора, представляющие собой кристаллографические характеристики относительной прочности материала. Полученные величины факторов Тейлора для образцов, отобранных на механические испытания, подтвердили, что анизотропия прочностных свойств горячекатаной алюминиевой плиты в основном определяется текстурой материала, показателем которой является усредненный по кристаллографическим ориентировкам фактор Тейлора.

Табл. 1.6. Механические свойства для алюминиевого сплава 6061 после горячей прокатки по двум технологическим режимам.

Режим	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа			Относительное удлинение δ , %			Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа		
	ПН	45°	НП	ПН	45°	НП	ПН	45°	НП
I	148	137	144	26	26	26	89	81	83
II	155	141	155	25	26	25	104	96	99

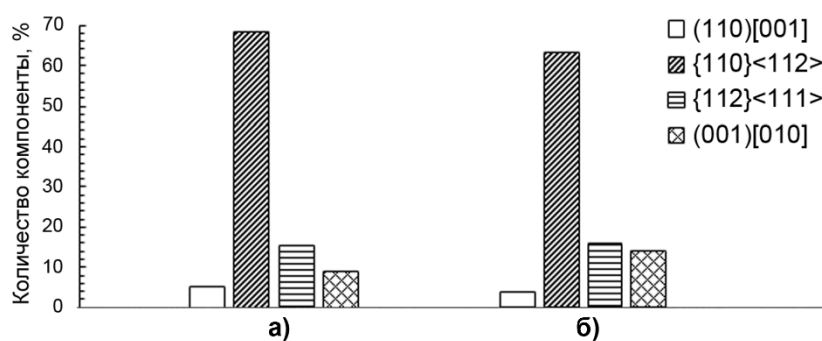
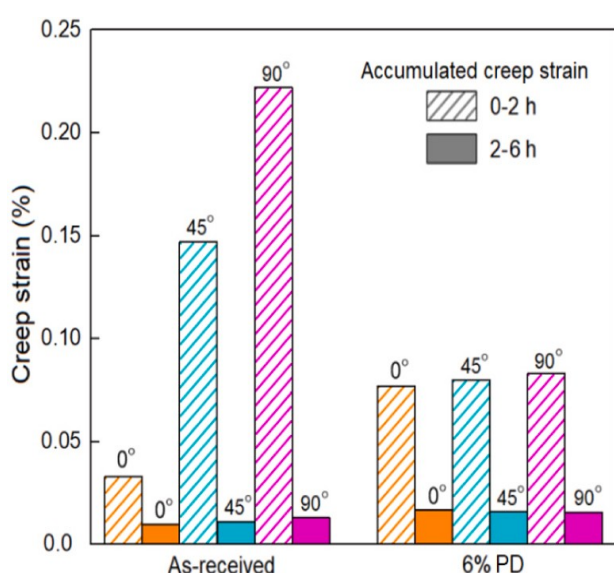


Рис. 1.19. Основные компоненты текстуры плиты алюминиевого сплава при различных режимах горячей прокатки: а – режим I; б – режим II.

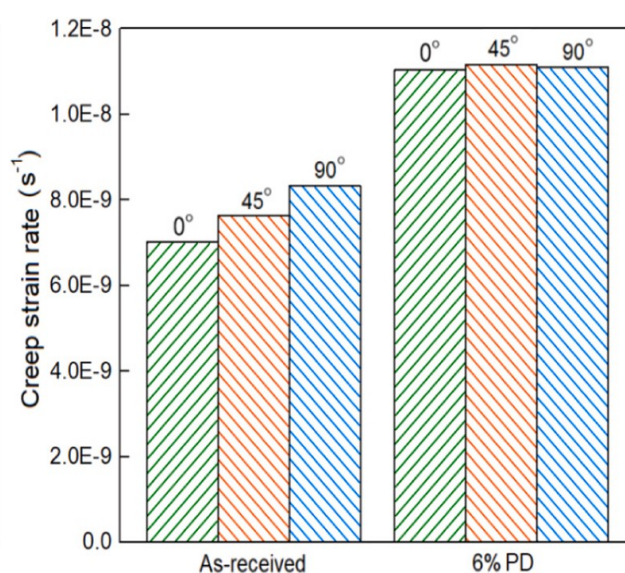
Табл. 1.7. Фактор Тейлора для алюминиевого сплава после горячей прокатки по двум технологическим режимам.

Режим	Фактор Тейлора M		
	ПН	45°	НП
I	3,35	2,90	3,06
II	3,27	2,92	3,03

В работе [48] исследовали влияние предварительной деформации (ПД) растяжением на характеристики ползучести 2-6 час. при 400 МПа и 143°C вдоль 0°, 45° и 90° к направлению прокатки сплава Al-0,9 Li-4,5 Cu-1,1 Mg. Установлено, что растягивающая ПД увеличивает деформацию ползучести в 0° и снижает в 45° и 90° (рис.19а) направлениях нагружения из-за различной конфигурации дислокационных субструктур в 0°, 45° и 90° направлениях. Кроме того, с увеличением предварительной деформации растяжения и времени последующего старения при ползучести уменьшалась плоскостная анизотропия (КПА) деформации ползучести (рис.1.20.) и прочности материала (табл.1.8).



(c) Creep strain evolution



(d) Average creep strain rate in 2-6 h CA

Рис. 1.20. Кривые деформации ползучести и изменение степени деформации ползучести и средней скорости деформации ползучести с различными уровнями

предварительной деформации и направлениями в листе для ползучести под напряжением 400 МПа.

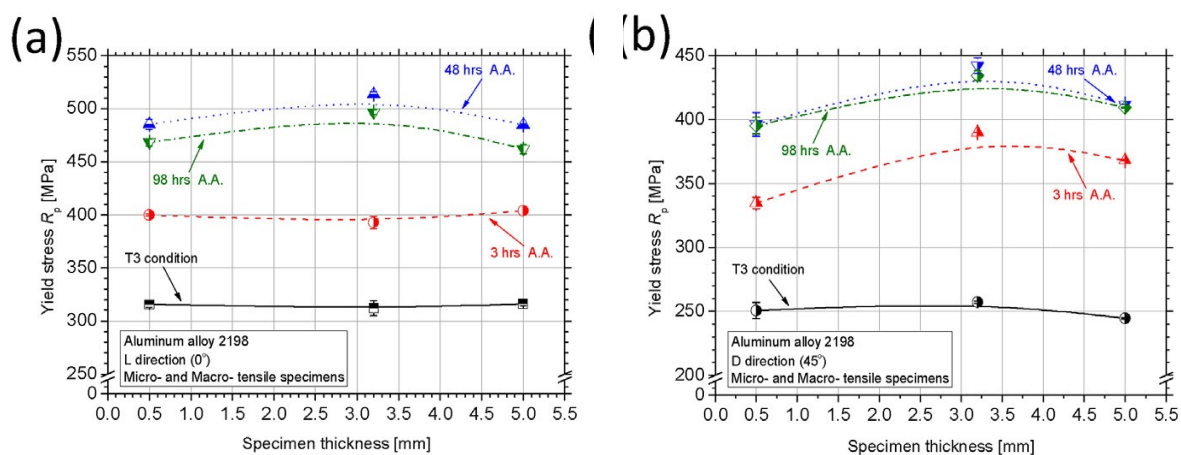
Табл.1.8. Пределы текучести 0°, 45° и 90° и КПА после различных значений ПД.

Уровень ПД	Угол с НП	Предел текучести (МПа)	КПА
Исх.	0	480	0.059
	45	456	
	90	447	
0% ПД , 400 МПа ползучесть 6 час	0	500	0,056
	45	476	
	90	468	
3% ПД , 400 МПа ползучесть 6 час	0	514	0,046
	45	495	
	90	486	
6% ПД , 400 МПа ползучесть 6 час	0	515	0,009
	45	514	
	90	507	

Табл. 1.9. Фракции текстуры и факторы Шмида для первичной системы сдвига для исходного материала и после 6% ПД + ползучесть при 400 МПа и 143°C.

Текстура	Фракция (%)	Фактор Шмида		
		0°	45°	90°
Cube	5.6	0.408	0.408	0.408
Goss	21	0.408	0.348	0.408
As-received Copper	5.1	0.272	0.5	0.408
S	4.2	0.422	0.478	0.445
Brass	2.4	0.408	0.433	0.272
6% ПД и СА				
Cube	11.2	0.408	0.408	0.408
Goss	15.6	0.408	0.348	0.408
Copper	5.0	0.272	0.5	0.408
S	7.1	0.422	0.478	0.445

В работе [49] исследовали анизотропию механических свойств при растяжении в продольном (0°), диагональном (45°) и поперечном (90°) направлениях листов сплава AA2198 (Al-3,35 Cu-0,99Li) в зависимости от условий искусственного старения и толщины листа. В условиях термообработки ТЗ наблюдалась только фаза δ' (Al_3Li), тогда как с увеличением времени старения основными выделениями была T_1 -фаза (Al_2CuLi), размеры которой масштабировались с увеличением времени искусственного старения. Близкие значения предела текучести наблюдались для всех исследованных толщин, в то время как образцы с большей толщиной показали более высокие значения удлинения при разрушении (рис.1.21 и 1.22). Для всех режимов старения и толщин листов в 45° прочность минимальна, а удлинение максимально, анизотропия была немного выше в состоянии ТЗ, тогда как самая низкая степень анизотропии наблюдалась на пике старения. Образцы, испытанные в диагональном направлении, показали более высокий разброс механических свойств по сравнению с двумя другими направлениями испытания.



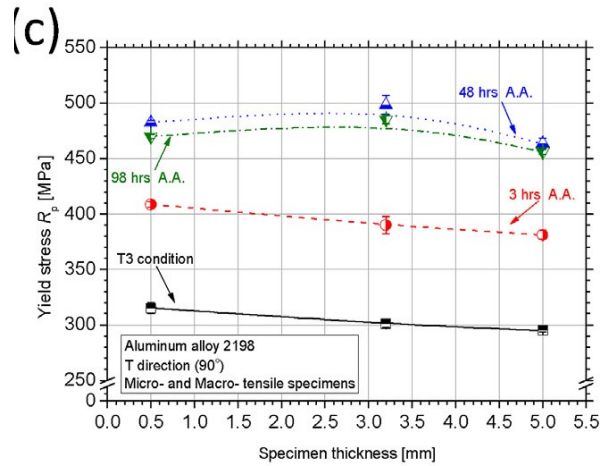


Рис.1.21. Значения предела текучести в зависимости от толщины образцов сплава AA2198 при различных условиях искусственного старения для продольного (L - 0), (б) диагонального (D - 45) и (в) поперечного (Т - 90°) направлений прокатки.

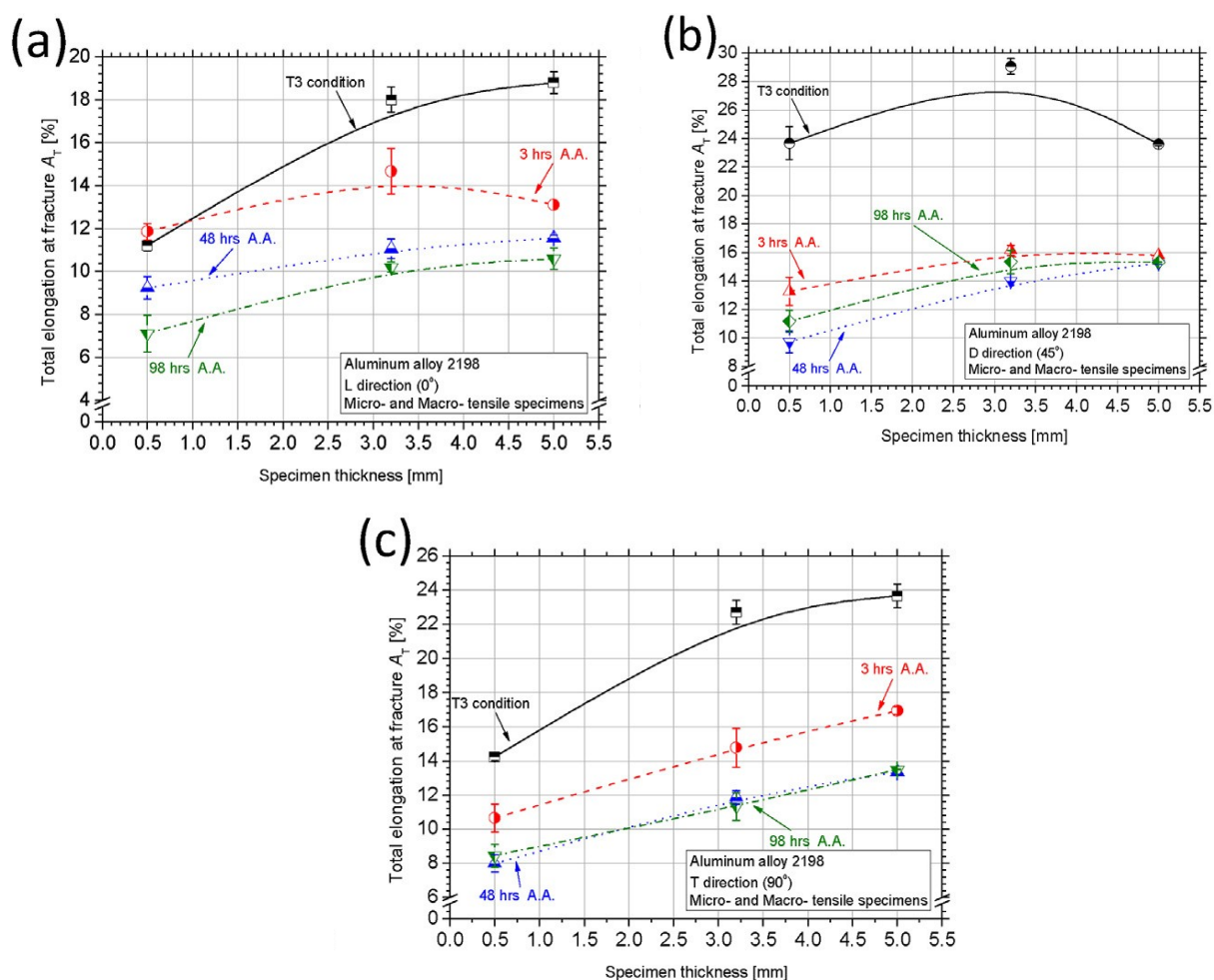


Рис.1.22. Значения удлинения в зависимости от толщины образца сплава АА2198 при различных условиях искусственного старения для (а) продольного (L - 0), (б) диагонального (D - 45) и (в) поперечного (Т - 90) направлений прокатки.

В [50] исследовали анизотропию при растяжении 2 мм листов сплава Al-3.95Cu-0.75Li-0.7Zn-0.85Mg-0.3Mn-0.25Ag-0.11Zr под углами 0°, 22,5°, 45°, 67,5° и 90° к направлению прокатки при температурах 373К, 423К, 473К, 523К и 573К со скоростями деформации 0.001, 0.01 и 0.1 сек⁻¹. Показано, что максимальные величины пределов прочности и текучести соответствуют направлениям 0° и 90°, а минимальные под углами 45° и 67,5°. С увеличением температуры испытания анизотропия снижается и выше 473К практически отсутствует.

В [51] исследовали анизотропию механических свойств при растяжении и деформации ползучести при напряжениях 120-200 МПа и температуре 180°С пластин из сплава АА2195 с текстурой «латуни». Исследовали анизотропию

механических свойств при растяжении и деформации ползучести при напряжениях 120-200 МПа и температуре 180°C пластин из сплава АА2195 с текстурой «латуни». Показано, что деформация ползучести при напряжении 160 МПа в направлении 45° в 1,15 и 1,41 раза больше, чем в направлениях 0° и 90° соответственно (рис.1.23.) Величина плоскостной анизотропии деформации ползучести (КПА) сначала быстро возрастает, затем немного уменьшается со временем и снижается с увеличением напряжения на начальной стадии ползучести (рис.1.23.а).

Прочность сначала увеличивается (рис.1.24.), а затем имеет тенденцию колебаться вокруг постоянного значения с течением времени старения из-за выделений T_1 . Как показало постепенное уменьшение разницы объемных долей текстуры латуни сплава по трем направлениям (рис.1.25., табл.1.10.), прочность КПА быстро снижается на стадии первичной ползучести. Значения КПА предела текучести на стадии установившейся ползучести составляют 4,8%, при напряжении 160 МПа. Поскольку фактор Шмида материала в направлении 45° наибольший (рис.1.26.), то предел текучести в этом направлении наименьший. Была создана математическая модель, учитывающая анизотропию деформации ползучести и упрочнения при старении, прогнозируемые результаты которой показали отличное соответствие экспериментальным значениям. Относительные погрешности между расчетными и экспериментальными значениями предела текучести при деформации установившейся ползучести в разных направлениях не превышают 1,7% и 4,3% соответственно.

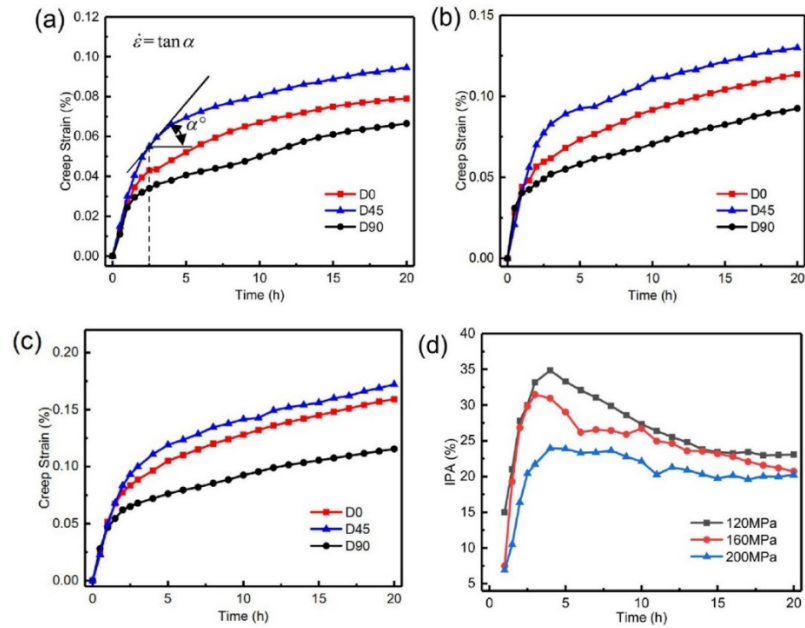


Рис. 1.23. Деформации ползучести в трех направлениях при 180 °C: (а) 120 МПа, (б) 160 МПа, (в) 200 МПа и (г) значения КПА.

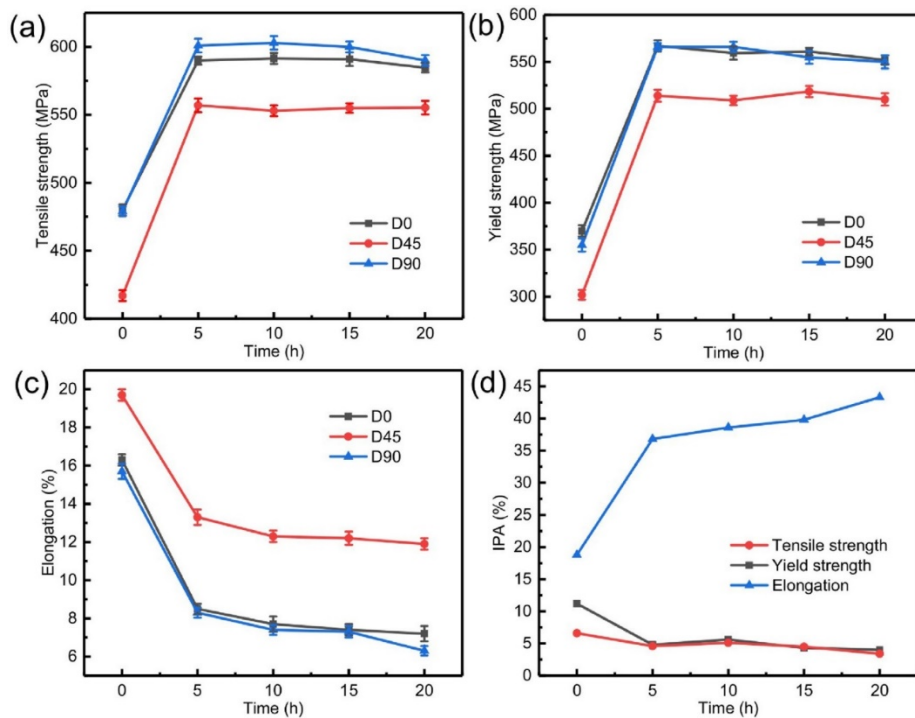


Рис. 1.24. Механические свойства AA2195-T34 после СА при 160 МПа при 180°C: (а) прочность на растяжение, (б) предел текучести, (с) удлинение, (д) КПА.

Как показано на рис. 1.25. и в табл.1.10., в сплаве присутствует текстура латуни $\{110\}\langle 112 \rangle$ и текстура S $\{123\}\langle 634 \rangle$, прочность которых относительно высока. Текстура Госса $\{110\}\langle 001 \rangle$ и текстура меди $\{112\}\langle 111 \rangle$ имеют более низкую интенсивность.

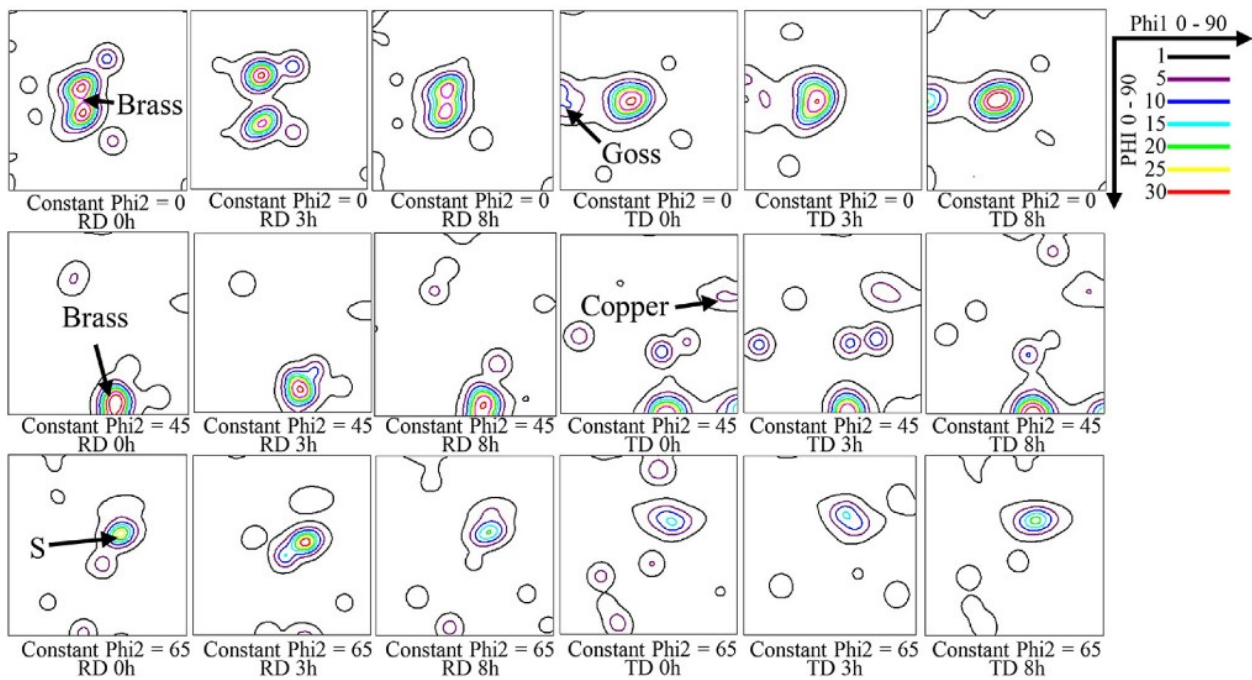


Рис.1.25. Сечения ФРО в разных направлениях в процессе старения при ползучести.

Табл. 1.10. Объемная доля текстурных составляющих сплава AA2195 Al-Li после ползучести при 180°C под давлением 160 МПа в разных направлениях.

Direction	CA tim	texture	Brass textu	Copper textu	Goss textu	Cubic textu
RD	0 h	24.8%	31.7%	1.06%	0.64%	0.4%
	3 h	30.6%	36.6%	1.05%	0.1%	0.57%
	8 h	31.6%	36.8%	1.36%	0.43%	0.73%
TD	0 h	24.9%	24.4%	3.93%	4.6%	0.4%
	3 h	31.7%	30.1%	4.2%	4.1%	0.67%
	8 h	32%	31.8%	3.8%	3.88%	0.66%

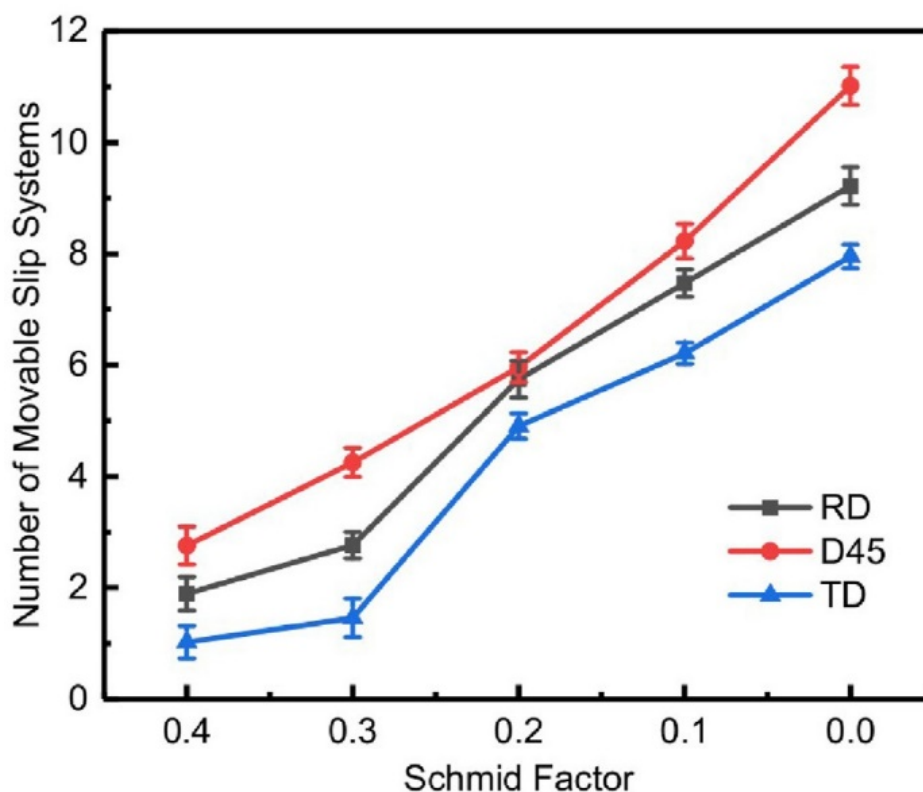


Рис.1.26. Фактор Шмида и соответствующее ему число активных систем скольжения при одноосном растяжении в разных направлениях.

В монографии [52] рассмотрено строение, технологии и свойства Al-Li сплавов, в работе [53] приведены исследования многокомпонентных диаграмм состояния алюминиево-литиевых сплавов, в [54] проведено фундаментальное исследование дисперсионного упрочнения Al-Li сплавов. Упрочнение двойных Al-Li сплавов обусловлено выделением когерентной упорядоченной по типу $L1_2$ δ' -фазы (Al_3Li). Эти частицы перерезаются парными дислокациями с образованием антифазной границы (АФГ). Для δ' -фазы эффекты упрочнения от увеличения межфазной поверхности «частица-матрица» и напряжений от когерентной границы малы, основной эффект упрочнения связан с упорядочением. Когерентные упорядоченные частицы упрочняют матрицу на величину $\Delta\tau_0$:

$$\Delta\tau_0 = \frac{\gamma}{2b} \left[\left(\frac{3\pi^2 \gamma f r}{32T} \right)^{1/2} - f \right] \quad (1)$$

где: γ - энергия АФГ для плоскости скольжения (111); r - радиус частицы, f - объемная доля частиц; T - линейное натяжение дислокации.

Уравнение (1) работает для мелких частиц: $r < 4T/\gamma$. Если частицы больше, то механизм взаимодействия с дислокациями изменяется и CRSS уже не зависит от размера частиц и остается постоянной. Для еще больших частиц начинает действовать механизм Орована.

В работе [55] исследовали взаимодействие «дислокация-частица» в поликристаллических алюминиевых сплавах в широких пределах вариации размеров частиц и условий деформации. В работе [56] исследовали влияние Sc на образование и рост зон свободных от выделений. Показано, что Sc существенно снижает скорость образования зон, свободных от выделений (ЗСВ) в Al-Li сплавах. Энергия активации диффузии Li увеличивается от 102 до 210 кДж/моль в присутствии 0,19 Sc. Это связывают с большой энергией взаимодействия Sc с вакансиями, а также с высокой плотностью дислокаций вблизи частиц Al_3Sc , которые являются стоками для вакансий. Влияние микротекстуры на рост усталостной трещины Al-Li сплава 8090 исследовали в [57]. Зарождение трещин происходило в плоскостях {100}, перпендикулярных оси нагружения, при этом короткие трещины росли преимущественно по кристаллографическим плоскостям {111}. Наблюдали также участки некристаллографических трещин, количество которых ниже, чем кристаллографических.

В работе [58] исследовали влияние степени предварительной деформации перед искусственным старением на механические свойства и коррозионную стойкость листов из Al-Li сплавов. Обнаружена анизотропия свойств, характеризующаяся минимальной прочностью в 45° направлении, табл. 1.11. которая не связана с величиной степени предварительной деформации. В работах отечественных ученых [59-63] исследовали различные технологические проблемы промышленного производства полуфабрикатов из Al-Li сплавов.

Табл. 1.11. Анизотропия механических свойств сплава.

Степень холодн деформации, %		Направление вырез образцов	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ
прокатка	растяжка		МПа	МПа	%
-	2	Д	398	316	14,9
		П	417	322	14,8
		45°	383	286	15,6
-	3	Д	403	322	14,0
		П	422	339	11,9
		45°	397	295	14,7
-	5,5	Д	413	337	12,2
		П	427	341	11,9
		45°	394	309	14,6
4	2,25	Д	424	358	10,2
		П	436	350	10,2
		45°	408	319	12,9

В работе [64] исследовали влияние количества Li на характеристики глубокой вытяжки (коэффициент деформационного упрочнения, n , коэффициент Ланкфорда, r , и предельную глубину вытяжки, $h_{\max}/R$) сплава 8090 табл.1.12. Для Al-Li сплавов предельная глубина вытяжки составляет от 1/3 до 1/6 от этой величины для Al. Не найдено зависимости коэффициента вытяжки от коэффициента Ланкфорда и коэффициента деформационного упрочнения, что свидетельствует о хрупком характере разрушения. В [65] листы сплава 1430 (1,77Li;2,8Mg;1,7Cu) получали горячей прокаткой до толщины 5,9 мм и последующей холодной прокаткой на толщину 1,7 мм. Основным компонентом текстуры матрицы была ориентировка $\{100\}<011>$ со следами ориентировки $\{110\}<112>$, в поверхностных слоях присутствует ориентировка сдвига (111)[112]. Рассчитаны факторы Тейлора, определяющие вклад текстуры в анизотропию прочностных свойств, обнаружена

четкая корреляция между величиной факторов Тейлора и реальной анизотропией прочностных свойств листов, табл. 1.13.

Табл. 1.12. Анизотропия механических свойств сплава 8090 и алюминия.

Сплав	Li, мас. %	Направл. исп.	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	n	r	h_{max}/R
8090 (A)	2,43	0	421	333	4	0.04	0.32	0.1
		45	409	330	8		0.15	
		90	434	303	6		0.29	
8090 (B)	2,21	0	411	315	4	0.11	0.32	0.12
		45	392	313	6		0.18	
		9	421	294	7		0.56	
8090 (C)	2,15	0	382	261	4	0.08	0.55	0.15
		45	363	249	6		0.48	
		90	399	272	6		0.63	
Al	-	0	123	116	18	0.13	0.34	0.6
		45	130	130	10		0.66	
		9	131	128	9		0.28	

Табл. 1.13. Сопоставление расчетной и экспериментальной анизотропии.

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

1.4. Моделирование процессов деформации текстурированных сплавов алюминия

Анизотропия механических свойств листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов проявляется в двух различных ситуациях. Во-первых, это разница прочностных характеристик в разных направлениях листа. Этот вид анизотропии практически для всех сплавов алюминия невелик и его обычно игнорируют. Однако для сплавов Al-Li эта разница существенна, при этом текстура этих сплавов не отличается от текстуры других алюминиевых сплавов. Второй вид анизотропии проявляется в процессах формовки (листовая штамповка, гибка) и его значение существенно для всех алюминиевых сплавов. Процессы формовки из листов алюминиевых сплавов осложняются при наличии в листах выраженной текстуры и соответственно анизотропии, которая приводит к значительным проблемам обеспечения точности размеров формуемого изделия и таких его дефектов, как разнотолщинность, фестоностность, образование трещин, вмятин и остаточных напряжений [66-69]. Эти проблемы усугубляются тем фактом, что в отличие от металлов с ОЦК решеткой в Al и других ГЦК металлах отсутствует компонент текстуры прокатки $\{111\}\langle uvw \rangle$, который обеспечивает изотропию свойств в плоскости листа и позволяет избежать многих проблем при формовке, в частности образования фестонов. При этом наибольшая анизотропия свойств соответствует кубической текстуре, которая формируется в ГЦК металлах, в том числе алюминиевых сплавах при рекристаллизации.

Компонент текстуры $\{111\}\langle uvw \rangle$ в ГЦК металлах может формироваться только при сдвиговой деформации, что стимулирует использование специальных технологий асимметричной прокатки, которые обеспечивают сдвиговую деформацию за счет использования валков разного диаметра или прокатки с одним неподвижным валком [70] Рис.1.27. Использование этой технологии позволило для листов сплава A7050 (5,63 Zn-2,5Mg-1,44 Cu) избавиться от кубической текстуры, присутствующей в исходном листе (рис.1.28.) и усилить компоненты текстуры

близкие к $\{111\}\langle uvw \rangle$ (рис.1.29.). За этот счет после 60% обжатия прокаткой с неподвижным валком величина КПА снизилась более, чем в 3 раза (рис.1.30.).

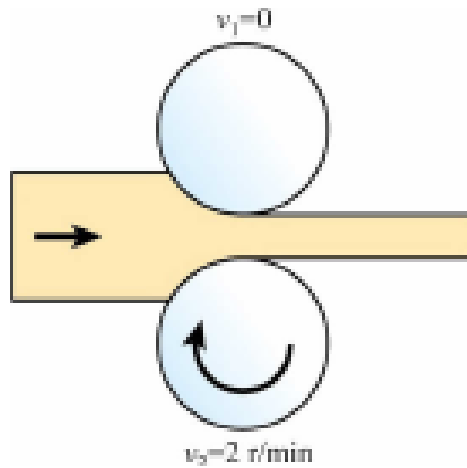


Рис.1.27. Схема прокатки с неподвижным валком.

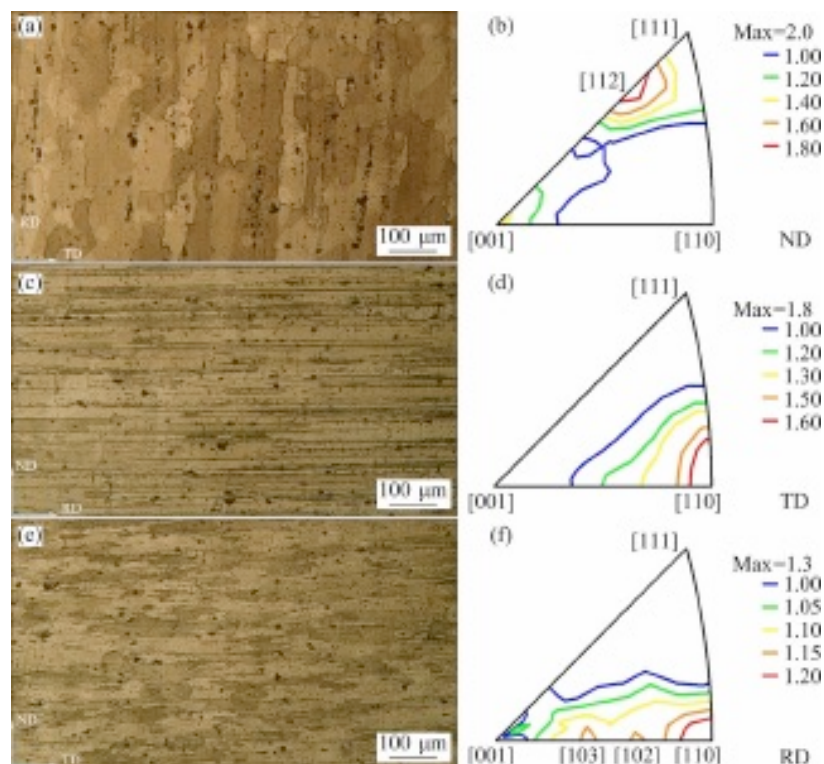


Рис.1.28. Микроструктура и ОПФ для трех ортогональных направлений листа (НП, ПН и НП) листа в исходном состоянии (обычная прокатка).

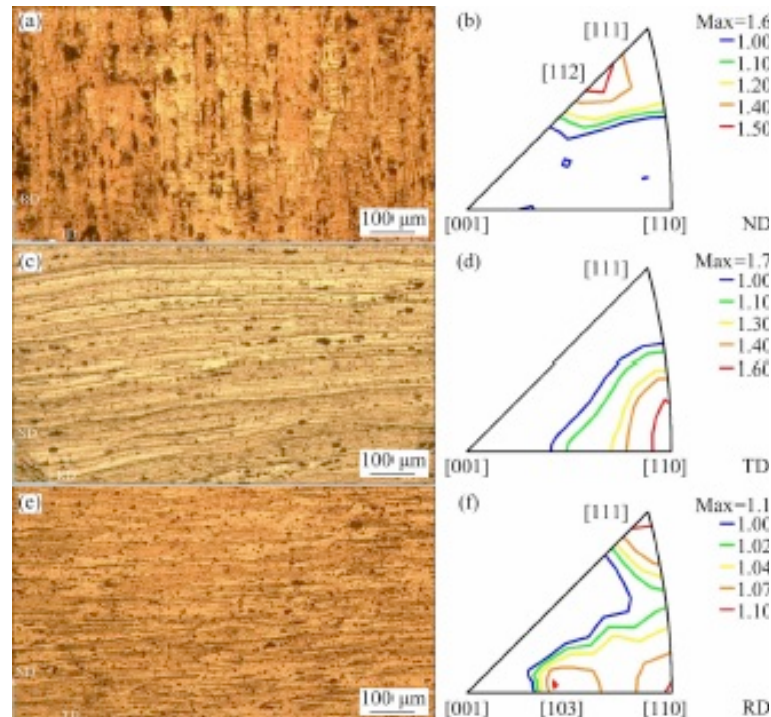


Рис.1.29. Микроструктура и ОПФ для трех ортогональных направлений листа (НП, ПН и НП) листа после 60% обжатия при прокатке с неподвижным валком.

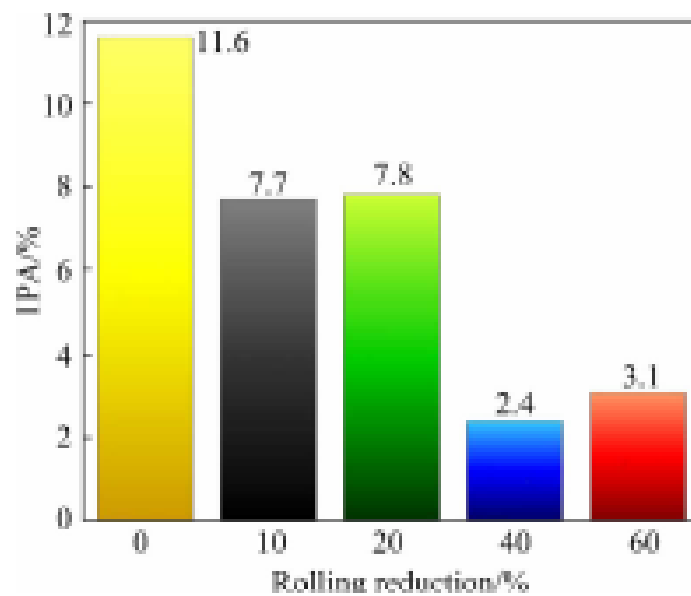


Рис.1.30. Значения коэффициента плоскостной анизотропии (КПА) в зависимости от обжатия при прокатке с неподвижным валком.

Процессы моделирования анизотропии пластического течения для перечисленных двух видов анизотропии отличаются принципиально. Для плоскостной анизотропии используются простые модели деформации, которые сводятся к расчету величины коэффициента пропорциональности между пределом текучести и критическим напряжением сдвига (М-фактор), с использованием модели однородной деформации (модель Тейлора) или однородного напряжения (модель Закса) [71-74]. В последнем случае, который используется в подавляющем большинстве расчетов это просто величина обратная фактору Шмида для той системы сдвига, для которой этот фактор Шмида максимальный. Простота модели определяется тем, что она относится к процессу одноосного напряженного состояния и такой величины деформации, для которой изменением текстуры можно пренебречь. В случае процессов формовки ситуация намного сложнее, поскольку напряженное состояние отличается в различных зонах полуфабриката и моделируемый процесс распространяется на большие деформации, что сопровождается существенными изменениями текстуры, которые необходимо учитывать. Для анализа влияния различных видов напряженного состояния используют контуры текучести [75-83], вид которых меняется с изменением кристаллографической текстуры.

На рис. 1.31. приведен вид контура текучести и указаны методы испытания, необходимые для построения контуров. Однако реализация этих испытаний представляет значительные трудности и специальных испытательных установок. Так, например, для оценки предельного состояния для двухосного напряженного состояния необходимо испытание внутренним или внешним давлением с наложением осевой нагрузки. Поэтому для моделирования процессов формовки используют специально разработанные способы оценки поведения анизотропных текстурированных материалов, которые позволяют определить феноменологическое уравнение текучести, описывающее контуры текучести при сложноподвиженном состоянии. При этом используют модели, объединяющие кристаллографические критерии деформации текстурированных поликристаллов с

методом конечных элементов, позволяющим связать кристаллографические критерии с реальными траекториями деформации.

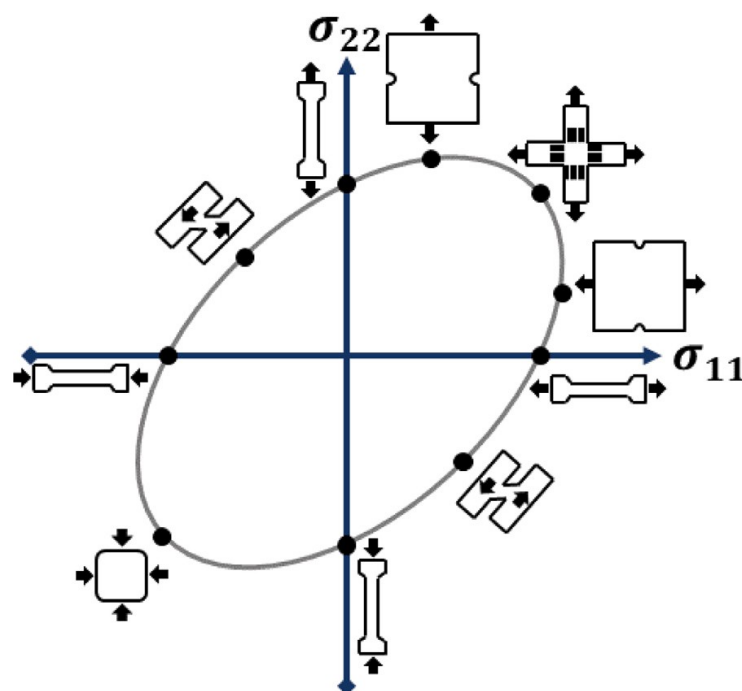


Рис. 1.31. Схемы испытаний для построения контура текучести тонкостенных образцов при двухосном напряженном состоянии, таких как испытания на одноосное растяжение и сжатие, испытания на сбалансированное двухосное растяжение, испытания на растяжение при плоской деформации, испытания на чистый сдвиг и испытания на сбалансированное двухосное сжатие.

Разработанная многомасштабная вычислительная схема, включающая развивающуюся текстуру, тщательно проверяется в тестах глубокой вытяжки с использованием листов AA6016-T4 с сильной кубической текстурой (рис.1.32.). Сопоставление результатов моделирования с экспериментальными результатами демонстрирует хорошее совпадение для кривых нагружения при растяжении и сдвиге, а также для коэффициентов Ланкфорда и пределов текучести. В случае моделирования глубокой вытяжки показано, что изменения текстуры и соответствующая эволюция поверхности текучести наблюдаются в различных зонах формовки, которым соответствуют различные траектории деформации. По сравнению с традиционным подходом, предполагающим постоянную форму

поверхности текучести, более точное предсказание профиля фестонов, толщины стенки. Истории нагружения и эволюции текстуры формовки было получено с помощью схемы, основанной на развивающейся текстуре, т.е. эволюция текстуры оказывает значительное влияние на точность моделирования и ее следует учитывать при моделировании формовки листового металла.

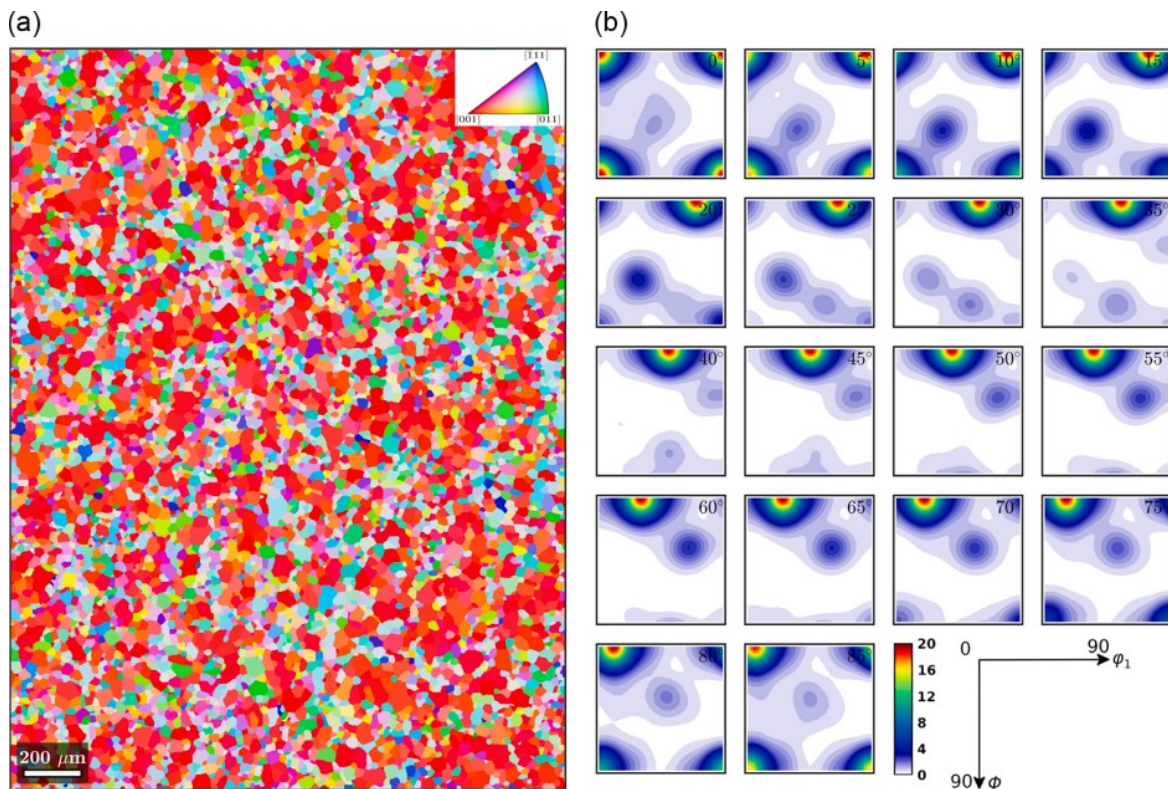


Рис.1.32. Микроструктурная характеристика исходного листа алюминиевого сплава AA6016-T4. (a) Карта EBSD размером 1,9 мм × 2,6 мм с обозначением ориентаций на обратной полюсной фигуре, где x -направление - НП (направление прокатки), а y -направление - ПН (поперечное направление) (b) Сечения ФРО, которые демонстрируют сильную кубическую текстуру.

В работе [84] сделана попытка оценить анизотропию разрушения с помощью модели совместного рассмотрения процессов разрушения и пластической деформации монокристалла с использованием трехмерного метода конечных элементов для случая испытаний на растяжение в 5 направлениях листов (рис.1.33.)

сплава, АА6063 с кубической текстурой и сплава АА6110 с текстурой латуни (рис.1.34.).

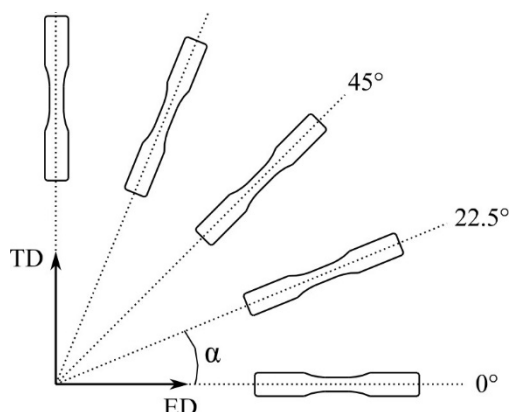


Рис.1.33. Схема вырезки образцов для исследования анизотропии механических свойств.

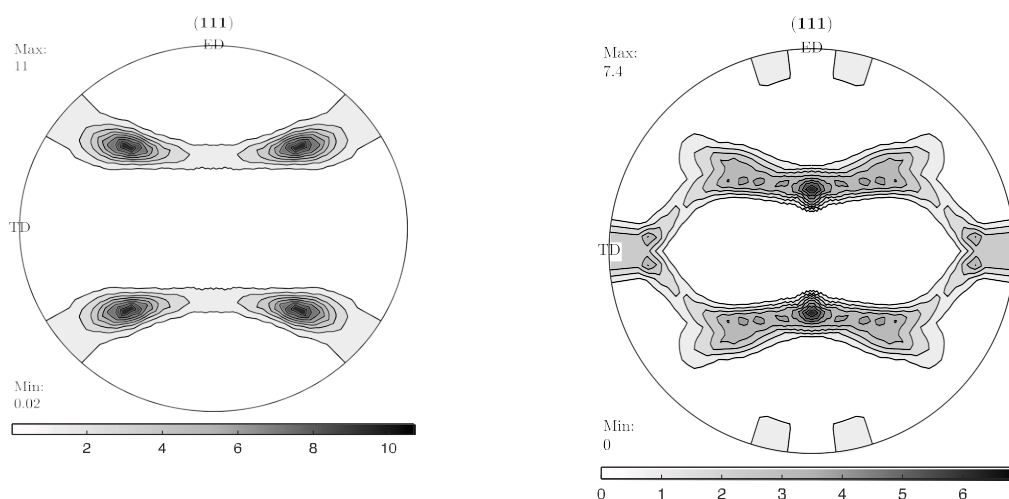


Рис. 1.34. Полюсные фигуры (111) сплавов АА6063 (а) и АА6110 (б).

Анизотропия свойств соответствует текстуре. Для сплава АА6063 с кубической текстурой максимальная прочность в 45^0 направлении, а для АА6110 с текстурой латуни минимальная прочность в 45-м направлении. Однако на анизотропию влияет также волокнистость, поскольку для обоих сплавов прочность в НП выше, чем в ПН. При этом по текстуре в случае кубической текстуры направления НП и ПН эквивалентны, а в случае текстуры латуни в направлении ПН прочность должна быть выше, чем в НП.

Соответствие между экспериментальными и численными результатами в отношении пластической анизотропии, т.е. анизотропии текучести, пластического течения и деформационного упрочнения, подчеркивает важную роль, которую играет кристаллографическая текстура. Пластическая анизотропия оказывает заметное влияние на пластичность при растяжении и вызывает анизотропию разрушения. Благодаря особому учету кристаллографической текстуры моделирование методом конечных элементов позволяет уловить анизотропию разрушения, наблюдаемую в ходе экспериментальных испытаний.

1.5. Способы управления процессами текстурообразования листовых полуфабрикатов из сплавов Al-Cu-Li

Анизотропное поведение является наиболее критическим недостатком сплавов Al-Li (особенно тех, которые преимущественно содержат нерекристаллизованные зерна), поскольку оно оказывает критически негативное влияние на качество конечного продукта и вызывает различные проблемы, такие как образование фестонов, как показано на рис. 1.35.a и b [89]. Поэтому комплексные усилия были направлены на разработку практических методов ослабления текстуры и анизотропии в сплавах Al-Li для повышения простоты проектирования и формовки [2,3,5, 86-89]. Основными причинами анизотропных свойств растяжения являются следующие [90–93]:

- (a) Кристаллографическая текстура, которая определяется как преимущественная ориентация зерен в поликристаллическом объекте;
- (b) Характеристики основных упрочняющих фаз;
- (c) Ориентация волокон, которая включает формы зерен (ширину и соотношение сторон); тонкозернистую полосчатость; равновесные фазы; другие выделения в микроструктуре; и ориентированность промежуточных и крупных интерметаллических фаз.

Влияние кристаллографической текстуры на сплавы Al, особенно те, которые содержат изотропную гранецентрированную кубическую (ГЦК) структуру, не

является сильным. Однако сплавы Al-Li, особенно сплавы 2-го поколения, такие как AA 8090, AA 2090 и AA 2091, часто демонстрируют сильную анизотропию свойств при растяжении (по толщине и в плоскости листа). Компоненты текстуры S, меди и латуни наблюдались при производстве листов, пластин и экструдированных изделий Al сплавах без Li и Al-Li [94]. Однако компонент текстуры латуни в сплавах Al-Li выше, чем в других сплавах Al. Поскольку наличие компонента текстуры латуни является основной причиной анизотропного поведения в сплавах, то это объясняет почему анизотропия в сплавах Al-Li выше, чем в других сплавах Al, [5,62,94].

Недавно обнаружено, что предварительное растяжение перед искусственным старением, рекристаллизация и перестаревание могут быть использованы для снижения анизотропных свойств растяжения бывших сплавов Al-Li [3,4,94,95]. Анизотропные свойства растяжения, которые препятствовали сплавам 2-го поколения, были широко исследованы при разработке сплавов 3-го поколения. Разработка сплавов Al-Li 3-го поколения была основана на снижении содержания Li < 2 мас.% и использовании новых подходов, таких как контроль степени рекристаллизации и текстуры деформации путем добавления легирующих элементов (Mn, Zr) и использования новой термомеханической обработки (ТМО). Эти подходы или методы существенно влияют на анизотропию свойств при растяжении [5,66]. Ключевые моменты, контролирующие свойства растяжения и анизотропию выбранных сплавов Al-Li, будут рассмотрены в следующем разделе.

Анизотропия в листовом металле характеризуется величинами r - (коэффициент Ланкфорда), который определяется уравнениями (1). Для квазистатического одноосного испытания на растяжение, где на образцы помещают два независимых тензометра для одновременного определения продольной (ϵ_l) и поперечной (ϵ_w) деформаций. Однако для испытания на растяжение с высокой скоростью деформации (динамического) r -значение рассчитывают с помощью метода, введенного в [1,95].

$$r = \epsilon_w / \epsilon_t$$

$$\epsilon_t = -(\epsilon_w + \epsilon_l)$$

$$r = -\epsilon_w / (\epsilon_w + \epsilon_l)$$

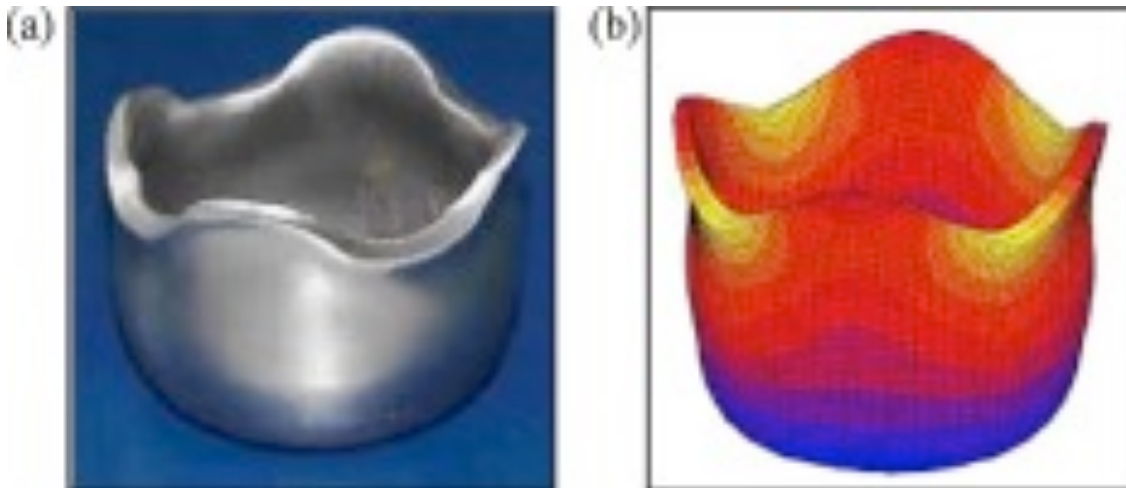


Рис. 1.35. (а) Экспериментальное и (б) конечно-элементное моделирование глубокой вытяжки чашки, показывающее фестоны, вызванные анизотропией сопротивления деформации в плоскости листа [89].

На рис.1.36. приведены механические свойства Al-Li сплавов 1420 (1-е поколение), 8090 (2-е поколение) и 2060 (3-е поколение). Для всех сплавов минимальная прочность соответствует 45° направлению, при этом для сплавов 8090 и 2060 этому направлению соответствует максимальное относительное удлинение, а для сплава 1420 минимальное.

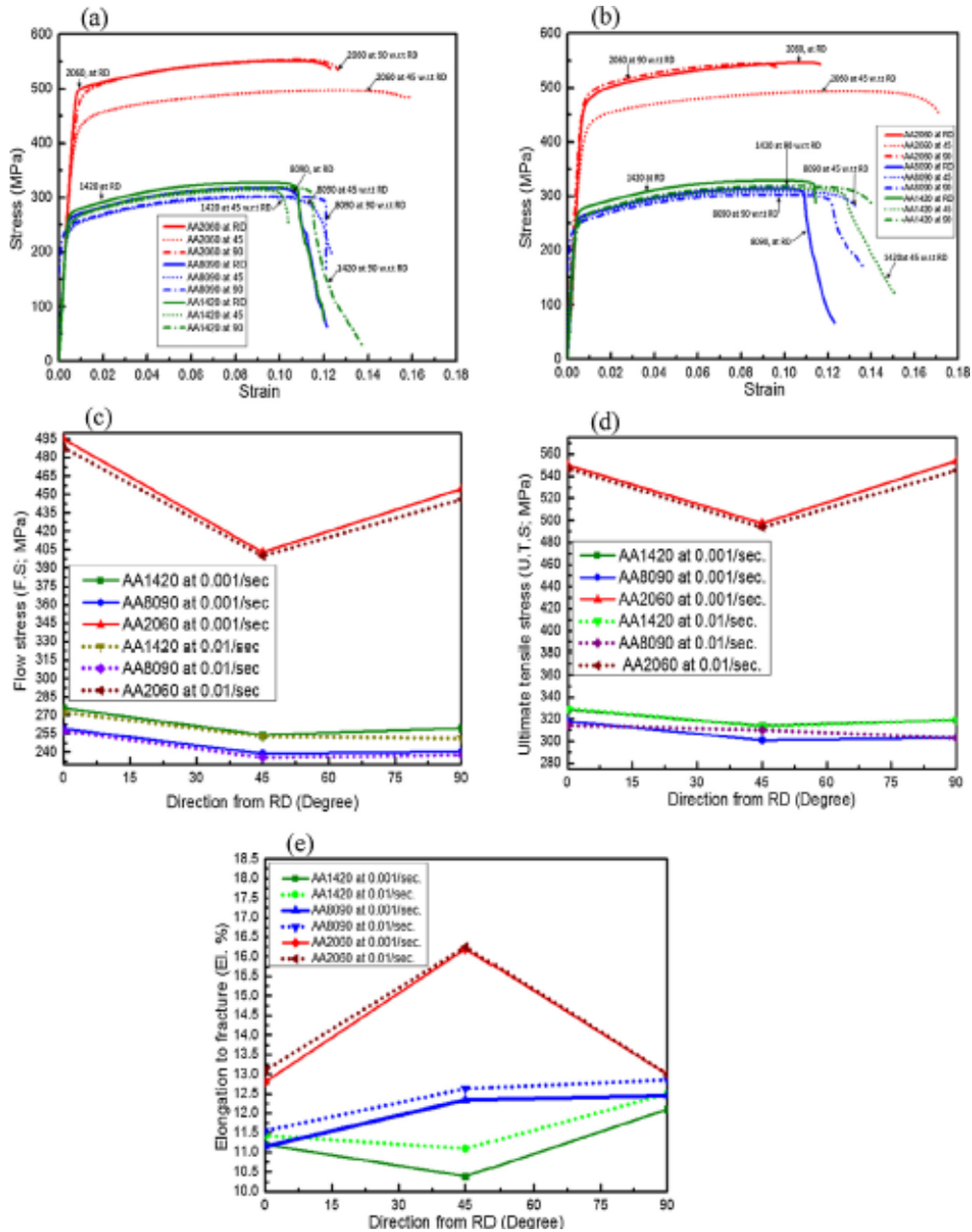


Рис. 1.36. Кривые напряжение-деформация листов AA1420, AA8090 и AA2060 при (а) $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ с}^{-1}$ и (б) $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ с}^{-1}$ и различных направлениях нагрузки; изменение (с) напряжения течения, (д) предельного напряжения растяжения; и (е) удлинения до разрушения в % в зависимости от направления нагрузки (0, 30, 45, 60 и 90 относительно RD) для AA1420, AA8090 и AA2060.

Кристаллографическая текстура играет важную роль в формировании служебных свойств изделий из Al-Cu-Li сплавов [93]. В работах [96,97] изучали формирование текстуры при сварке трением с перемешиванием. В работе [103]

исследовали влияние температуры и скорости нагрева под прокатку на формирование различных компонентов текстуры. В работе [39] исследовали влияние температуры и степени деформации на текстуру прокатки двух сплавов: Al–Cu–Li AA2050 и Al–Zn–Mg–Cu AA7050. Показано, что в обоих сплавах формируется текстура латуни. В работе [99] на основе анализа дифракции от зерен текстурированного сплава AA 2195 показана разница напряженно-деформированного состояния зерен разных ориентаций. В [100] исследовали связь текстуры прокатки сплавов Al–Li–Cu с отношением Li / Cu.

В работах [65–67] впервые исследовали вклад текстуры δ' -фазы в анизотропии механических свойств Al–Li сплавов. В [66] исследовали текстуру твердого раствора и δ' -фазы в листах и плитах сплава 1441 для объяснения необычного характера изломов при усталостных испытаниях. Обнаружена неоднородность текстуры по сечению листа и плиты, а также различный характер текстуры δ' -фазы в листе и плите. По мнению авторов геометрия изломов совпадает с расположением октаэдрических плоскостей в зернах, принадлежащих к текстурному компоненту латуни.

При исследовании текстуры матричной и δ' -фазы в сплаве 1420 [67] показано, что текстура матричной фазы содержит компонент латуни и кубический компонент, а текстура δ' -фазы содержит только кубический компонент. В работе [101] исследовали текстуру α -твердого раствора и δ' -фазы и анизотропию механических свойств листов сплава 1424 (Al– 5,6Mg–1,6 Li–0,5 Zn–0,1Sc–0,1 Zr) толщиной 1,6; 4 и 8 мм, полученные горячей прокаткой (8 мм) с последующей холодной прокаткой (4 и 1,6 мм) с промежуточными отжигами. Текстура α -твердого раствора и δ' -фазы характеризуется преобладанием компонента латуни $\{011\}\langle 211 \rangle$. Холодная прокатка приводит к усилению текстуры $\{011\}\langle 211 \rangle$ для α -твердого раствора и δ' -фазы и распространению ее на все сечение листа.

Отмечено сильное совместное влияние лития и скандия на поведение сплава при деформации, обуславливающая их более высокую анизотропию механических

свойств. Сильная текстурированность твердого раствора и δ' -фазы это вклад лития, но стабильность текстуры из-за отсутствия рекристаллизации при горячей прокатке и закалке – это вклад скандия.

Рассчитанные из текстурных данных значения анизотропии также как и эксперимент характеризуются пониженным сопротивлением течения в 45° направлении, но в отличие от экспериментальных значений (рис. 1.37.) расчеты дают повышенную прочность в 90° направлении по сравнению с долевым направлением, поскольку самое «прочное» направление ГЦК решетки, $\langle 111 \rangle$ расположено именно в 90° направлении.

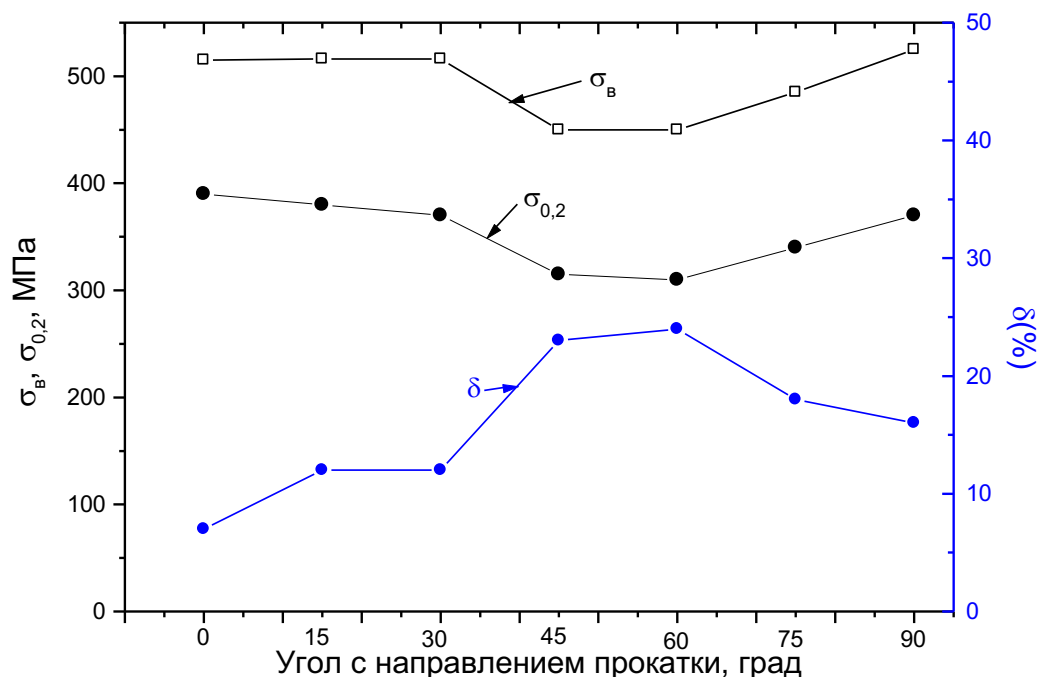


Рис.1.37. Анизотропия механических свойств для 8 мм листов сплава 1424 [101]

Важно понимать, что δ' -фаза характеризуется аналогичной твердому раствору текстурой, но при этом ее механизм деформации принципиально отличается от твердого раствора. Для твердого раствора максимальная прочность соответствует ориентировке $\langle 111 \rangle$, а минимальная - $\langle 100 \rangle$. В отличие от этого, максимальная

прочность для упорядоченной $L1_2$ структуры соответствует направлению $\langle 100 \rangle$, как для монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов [102], поскольку при такой ориентировке фактор Шмида для скольжения по плоскостям куба $\{001\}\langle 110 \rangle$ будет нулевым. Для упорядоченных по типу $L1_2$ структур скольжение по плоскостям куба может быть предпочтительнее скольжения в плотноупакованных плоскостях при высоких значениях ЭДУ, характерной для алюминиевых сплавов. В [103-105] отмечена особенность деформированной структуры сплавов с Li и Sc образовывать полосы сдвига при холодной прокатке.

1.6. Заключение по литературному обзору

По сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами сплавы алюминий-литий обладают более высокой жесткостью, прочностью, трещиностойкостью и меньшей плотностью. Сплавы Al-Li также имеют более высокое сопротивление росту усталостных трещин и более низкую склонность к растрескиванию в условиях коррозии под напряжением.

Легирование литием снижает пластичность, формуемость и вязкость разрушения, а также повышает анизотропию механических свойств, которую связывают с кристаллографической текстурой, при этом текстура сплавов с литием принципиально не отличается от традиционных алюминиевых сплавов.

Ряд этих проблем были решены разработкой сплавов Al-Cu-Li 3-го поколения с пониженным содержанием лития. Однако проблема анизотропии механических свойств не была решена, хотя в ряде работ указывают, что в сплавах 3-го поколения анизотропия ниже, чем в сплавах 1-го и 2-го поколений.

В большинстве случаев в сплавах с литием доминирует текстура «латуни», которая обуславливает основную особенность анизотропии сплавов Al-Cu-Li, для которых характерны минимальные показатели прочности в 45° -направлении и максимальные показатели пластичности, а также деформации ползучести.

Для всех исследователей очевидно, что особенности сплавов с литием, в том числе повышенная анизотропия свойств, связаны с большим количеством

интерметаллидных фаз, в основном δ' -фазы. Однако при анализе влияния этих фаз на анизотропию основное внимание уделяется их морфологии и полностью игнорируется кристаллографический аспект деформации интерметаллидов. Пионерские работы Фридляндера и Бабарэко, которые первыми получили данные о текстуре δ' -фазы, к сожалению не нашли продолжения в развитие этой темы.

Практически отсутствуют исследования анизотропии упругих свойств сплавов с литием, а также количественного вклада интерметаллидных фаз в уникально высокий модуль Юнга этих сплавов, который обусловлен исключительно этими фазами.

Целью работы являлось совершенствование методики количественных исследований и выявление закономерностей влияния кристаллографической текстуры и фазового состава на анизотропию упругих и механических свойств сплавов системы Al–Cu–Li для повышения надежности их применения в изделиях авиационной техники.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие основные задачи:

2. Разработать методику оценки количественного соотношения интерметаллидных фаз в Al-Cu-Li листовых полуфабрикатов с учетом неоднородности распределения фаз по ориентировкам и по сечению листа.
1. Определить механические свойства на растяжение ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) и модули Юнга (E) на образцах, вырезанных в трех направлениях в плоскости листа: направлении прокатки (НП), поперечном прокатке направлении (ПН) и под углом 45° к НП.
2. На сборных образцах определить количественные обратные полюсные фигуры (ОПФ) и периоды решетки α -твердого раствора для сечений, нормальных к НП, ПН и 45° к НП.
3. На основе сопоставления расчетных характеристик анизотропии с помощью факторов Закса и экспериментальной анизотропии определить вклад в анизотропию механических свойств текстурного фактора.

4. На основе аддитивного вклада в величины модулей Юнга сплавов от интерметаллидных фаз и твердого раствора с учетом их количественного соотношения оценить модули Юнга δ' - и T_1 -фаз.

Глава 2. Объекты и методы исследования

2.1. Объекты исследования

Исследовали листы из сплавов 1441, В-1461, В-1469, В-1480, В-1481 толщиной 1,4-2,7 мм, полученные теплой прокаткой в ОАО «КУМЗ». Их последующая термомеханическая обработка включала закалку с охлаждением в воде, правку и одно-, двух- или трехступенчатое искусственное старение. Содержание легирующих элементов в сплавах приведено в табл. 2.1.

Табл.2.1. Содержание основных легирующих элементов в исследуемых сплавах, % (мас).

Сплав	Cu	Li	Mg
1441	1,64	1,76	0,80
В-1461	2,5	1,55	0,35
В-1469	3,69	1,07	0,32
В-1480	3,619	1,115	0,39
В-1481	3,24	1,05	0,32

Механические свойства ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) определяли в трех направлениях: долевом (НП), поперечном (ПН) и под углом 45° к НП (рис.2.1). Испытание образцов из Al–Li-сплавов проводилось на испытательной машине Zwick/Roell KAPPA 50DS (Германия), оборудованной датчиком силы классом точности 0,5 и датчиком измерения деформации makroXtens (Zwick Roell, Германия) с расчетной длиной 50 мм. Скорость перемещения активного захвата на упругом участке составляла 2 мм/мин с последующим переключением на 5 мм/мин после определения условного предела текучести. Величины пределов текучести, прочности и относительного удлинения определяли в направлении прокатки и под углами 45° и 90° к этому направлению (рис.2.1). Эти величины сопоставляли с количественными обратными полюсными фигурами, полученными на сборных образцах в сечениях нормальных к указанным трем направлениям. В каждом из трех направлений в плоскости листа сплавов испытывали по три образца.

Коэффициент плоскостной анизотропии (КПА) произвольного свойства (IPA – in-plane anisotropy index) определяли из уравнения [116]:

$$KPA = \frac{2X_{\max} - X_m - X_{\min}}{2X_{\max}} 100\% \quad (2.1.)$$

где $X_{\max}$, X_m , $X_{\min}$ – максимальное, среднее и минимальное значения свойства

Средние значения свойств определяли из соотношения:

$$X_{\text{ср}} = (X_{\text{НП}} + X_{\text{ПН}} + 2X_{45^\circ})/4 \quad (2.2.)$$

где $X = E$, σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ в направлениях НП, ПН и под углом 45° .

2.2. Методы исследования

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4,0. Текстуру определяли съемкой обратных полюсных фигур (ОПФ) для α -твердого раствора, которые получали съемкой сборных образцов с плоскостью съемки, нормальной долевому, поперечному и 45° направлениям в плоскости листа в $\text{CuK}\alpha$ излучении с использованием нормированных значений полюсных плотностей:

$$P_i = n \frac{I_i / R_i}{\sum_{i=1}^n (I_i / R_i)} \quad (2.3.)$$

Где: n – число рефлексов; I_i , R_i – интенсивности $i=hkl$ рефлексов

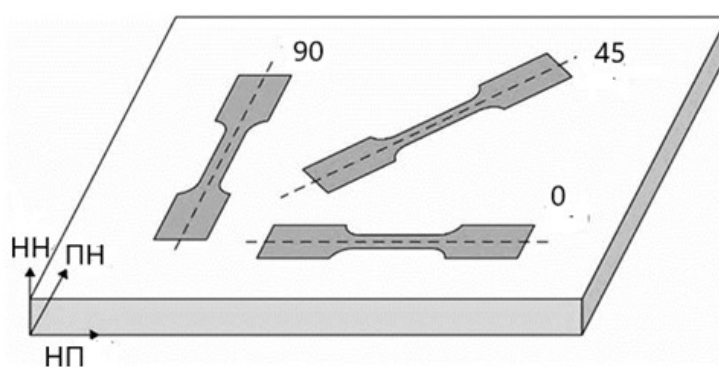


Рис.2.1. Схема вырезки образцов на растяжение.

Для интерпретации анизотропии прочностных свойств использовали расчеты факторов Закса, которые являются обратными значениями факторов Шмида для системы октаэдрического скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$.

$$M_{cp}^x = \frac{1}{n} \sum_{hkl}^n P_{hkl}^x M_{hkl} \quad (2.4.)$$

Где: n – число (hkl) рефлексов ($n=7$); x =НП, 45 и ПН; P_{hkl}^x – полюсная плотность рефлекса (hkl) на ОПФ для направлений, составляющим угол 0, 45 и 90 град. к направлению прокатки (x =НП, 45°, ПН); $M_{hkl} = 1 / \Phi_{hkl}$; Φ_{hkl} – фактор Шмида для скольжения по системе $\{111\} \langle 110 \rangle$ для ориентаций оси нагружения, соответствующих нормальям к плоскостям (hkl) ;

Количественный фазовый анализ сплавов выполняли в соответствии с развитой в [117] методикой, основанной на измерении периода решетки α -твердого раствора и оценке состава твердого раствора на основе закона Вегарда и уравнений баланса химического и фазового состава.

Высокотемпературную съемку дифрактограмм осуществляли на рентгеновском дифрактометре XRD-600 (Shimadzu, Япония) с высокотемпературной приставкой НА-1001 в атмосферной среде в β -фильтрованном медном излучении в интервале углов $2\theta = 20 \div 60^\circ$ при температурах 20, 100, 150, 200, 300, 400, 500 °C [118].

Для каждой температуры съемки (t_i) величину периода решетки (a) для рефлекса (hkl) кристалла с кубической решеткой вычисляли из соотношения

$$a_{t_i} = [\lambda / (2 \sin \theta)] \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}. \quad (2.5.)$$

Величины ТКЛР ($\alpha_{100-500}$) определяли для интервала температур 100–500 °C методом наименьших квадратов по наклону прямой в координатах $a_{t_i} - t_i$ (рис. 2.2).

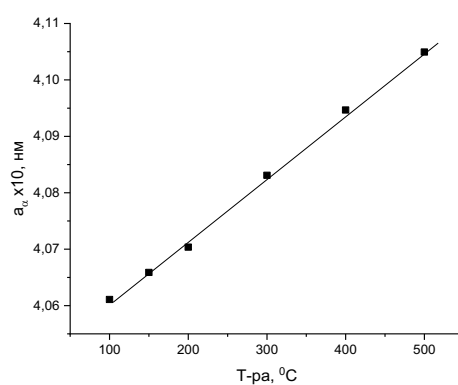


Рис.2.2. Зависимость периода решетки от температуры рентгеновской съемки для рефлекса (111) сплава В-1469.

Глава 3. Исследование влияния фазового состава и текстуры на упругие свойства сплавов 1441, В-1461 и В-1469 [109]

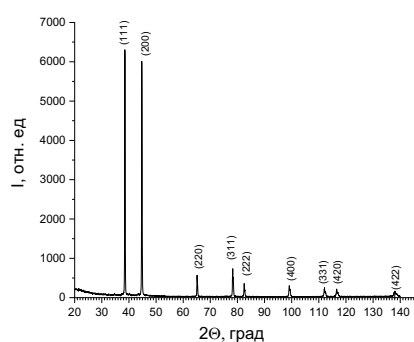
В этой части работы решается две задачи. Во-первых, анализируется влияние кристаллографической текстуры на анизотропию упругих свойств листов сплавов системы Al-Cu-Li. При этом учитывается ориентационная зависимость модулей Юнга α -твердого раствора, а интерметаллиды рассматриваются как изотропные, поскольку данные об их ориентационной зависимости отсутствуют. Вторая задача заключается в том, чтобы на основании количественного фазового анализа и экспериментальных величин модулей Юнга сплавов оценить количество интерметаллидных δ' и T_1 -фаз и определить значения модулей Юнга этих интерметаллидных фаз.

Количественное определение текстуры необходимо для определения фазового состава на основании измерения периодов решетки, поскольку необходимо учитывать тот факт, что из-за ориентационной зависимости распада твердого раствора каждая из ориентировок может иметь разный состав. В этой связи необходимо определять периоды решетки для каждой ориентировки с учетом ее доли, т.е. текстуры и после этого усреднять значения периодов решетки этих ориентировок с учетом ее полюсной плотности. Кроме того, текстура позволяет вычислить модули Юнга для различных направлений в листе и интерпретировать эффект анизотропии упругих свойств.

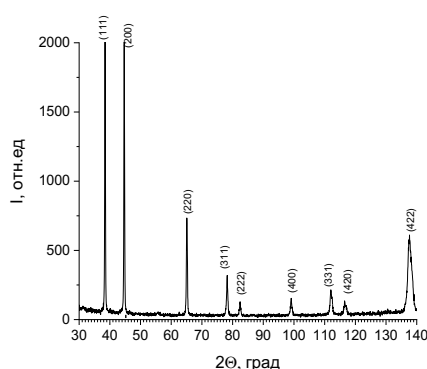
3.1. Текстура листов сплавов

Идентификация текстуры с помощью съемки наборных образцов с плоскостью съемки, нормальной плоскости листа, позволяет получить усредненные по сечению листа ОПФ. Поскольку текстура варьируется по толщине листа, то такая методика более эффективна по сравнению со съемкой прямых полюсных фигур для каждого из нескольких (не менее пяти) сечений листа. По существу, для решения поставленных задач не обязательно идентифицировать тип текстуры листов –

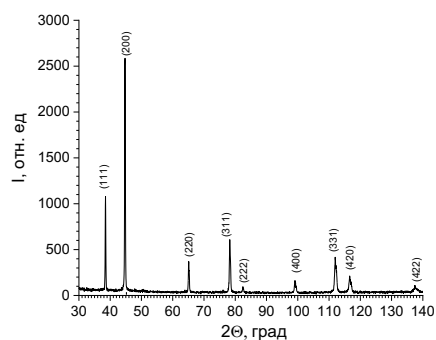
необходимо знать только полюсные плотности в трех направлениях листа. На рис. 3.1.-3.3. приведены рентгенограммы для сечений, нормальных к НН, НП, 45° и ПН направлениям для сплавов 1441, В-1461 и В-1469. Рентгенограммы для сечения, нормального к НН (параллельно плоскости листа) приведены только для того, чтобы показать, что текстура неоднородна по толщине листа и текстуры от трех сечений, нормальных плоскости листа, которые дают усредненную по толщине листа текстуру, несовместимы с текстурой практически любого сечения, параллельного плоскости листа.



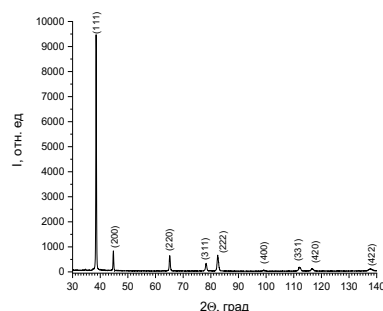
(а)



(б)

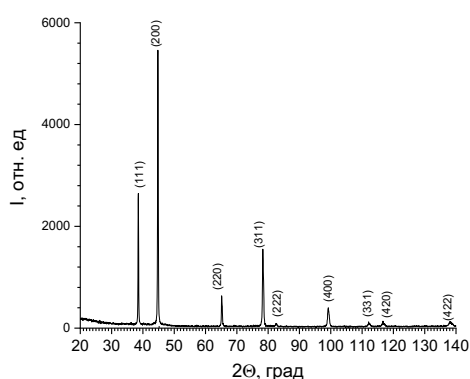


(в)

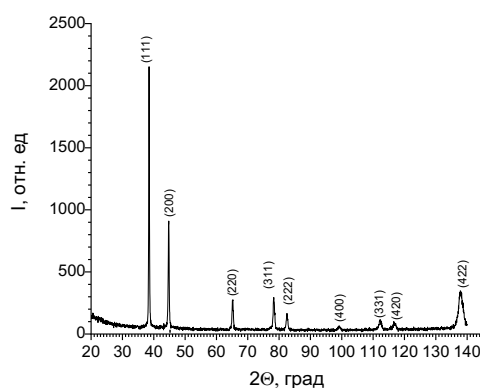


(г)

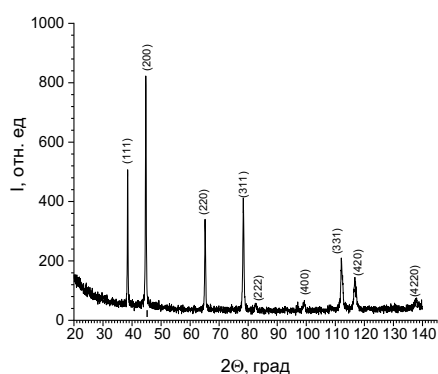
Рис.3.1. Рентгенограммы листа сплава 1441, снятые в направлениях НН (а); НП (б), 45° (в) и ПН (г).



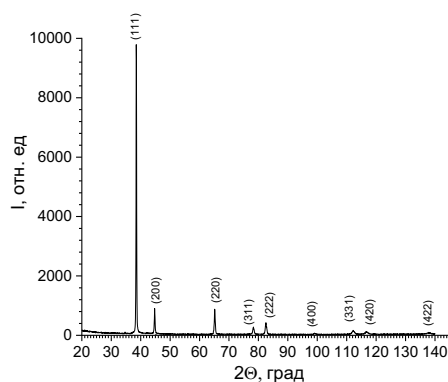
(а)



(б)



(в)

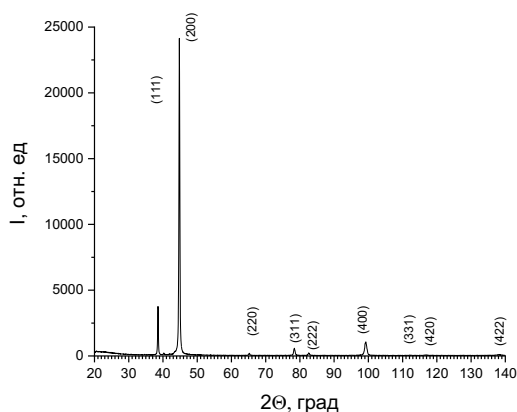


(г)

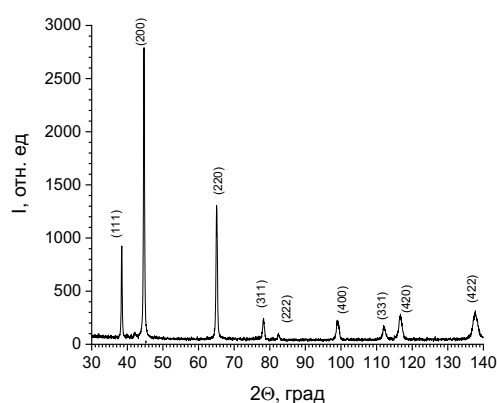
Рис.3.2. Рентгенограммы листа сплава В-1461, снятые в направлениях НН (а); НП (б), 45° (в) и ПН (г).

Все сплавы характеризуются текстурой типа «латунь» $\{110\}\langle 112\rangle$, для которой характерно наличие текстурного максимума (422) на рентгенограмме для направления НП, максимума (111) на рентгенограмме для направления ПН и максимума (200) на рентгенограмме для направления 45°. При этом интенсивность текстуры максимальна для сплава 1441 и минимальна для сплава В-1469. Следует обратить внимание на то, что текстуры в НН несовместимы с НП, 45° и ПН. Особенно это наглядно для сплава В-1469 (рис.3.3.). На рентгенограмме НН (Рис.3.3.а) четко прослеживается кубическая текстура – рефлекс (200) намного интенсивнее всех остальных рефлексов. Однако на рентгенограмме для ПН

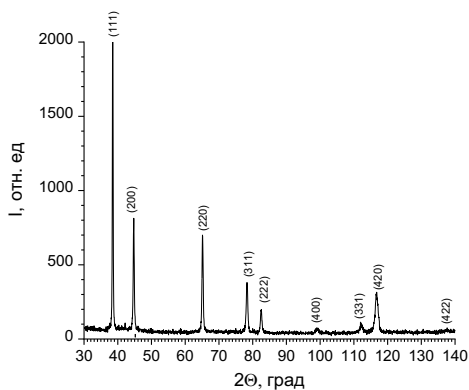
(рис.3.3.г) самая сильная линия (111). Тем не менее, плоскость (111) не может быть нормальна к плоскости куба, т.е. сечение параллельное плоскости листа (рис. 3.3.а) имеет случайный характер и в основном параллельно листу располагаются плоскости типа {110}, нормально которой могут быть плоскости типа {111} (рис.3.3.г) и {112} (рис.3.3.б).



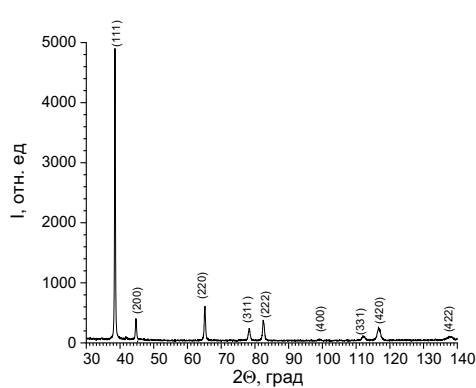
(а)



(б)



(в)



(г)

Рис.3.3. Рентгенограммы листа сплава В-1469, снятые в направлениях НН (а); НП (б), 45° (в) и ПН (г).

В табл. 3.1. приведены рассчитанные для сплавов 1441, В-1461 и В-1469 в трех направлениях НП, 45° и ПН полюсные плотности для 7 рефлексов, которые количественно подтверждают, что все сплавы характеризуются текстурой типа «латунь» $\{110\}\langle 112\rangle$. Текстура $\{110\}\langle 112\rangle$ наиболее выражена у сплавов 1441 и 1461 (см. рис. 3.1. и 3.2.) и менее выражена у сплава В-1469 (см. рис. 3.3.). Об этом свидетельствуют значения полюсной плотности рефлекса (422) в долевом направлении листов (второй порядок отражения от плоскости (211)): 3,90; 3,56 и 1,94 для сплавов 1441, В-1461 и В-1469 соответственно (см. табл. 3.1).

Табл. 3.1. Полюсные плотности P_{hkl} рефлексов обратных полюсных фигур для НП, 45° и ПН направлений листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469.

Сплав	Направление	(111)	(200)	(220)	(311)	(331)	(420)	(422)
1441	НП	0,32	0,78	0,61	0,28	0,72	0,40	3,90
	45°	0,24	1,45	0,46	1,04	2,12	1,09	0,61
	ПН	2,31	0,43	0,96	0,57	1,05	0,72	0,97
1461	НП	0,56	0,54	0,55	0,60	0,64	0,55	3,56
	45°	0,22	0,89	0,74	1,23	1,97	1,41	0,53
	ПН	2,20	0,53	1,18	0,48	1,18	0,82	0,62
В-1469	НП	0,17	1,16	1,38	0,3	0,62	1,44	1,94
	45°	0,83	0,67	1,28	0,85	0,51	2,86	0,22
	ПН	1,48	0,33	1,05	0,52	0,52	2,26	0,83

3.2. Анизотропия модулей Юнга

Анизотропия модуля Юнга сплавов имеет одинаковый характер (рис.3.4.), что естественно, поскольку текстуру листов всех трех сплавов одинаковая – текстура латуни $\{110\}\langle 112\rangle$. Максимальное значение модуля Юнга в поперечном направлении обусловлено тем, что это направление совпадает с направлением $\langle 111\rangle$ ГЦК-решетки алюминия, для которого модуль Юнга максимален – 76,1 ГПа. Это

значение получено по формуле, принятой для монокристаллов с кубической решеткой:

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

Здесь $J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44}$ – параметр анизотропии, где S_{11} , S_{12} , S_{44} – константы упругой податливости, для Al они равны: $S_{11} = 1,57 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$, $S_{12} = -0,57 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$, $S_{44} = 3,51 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1}$, $\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$ – ориентационный фактор.

Рассчитанные значения модуля Юнга алюминия в различных кристаллографических направлениях приведены ниже (среднее соответствует бестекстурному состоянию):

Табл.3.2. Значения модуля Юнга алюминия в различных кристаллографических направлениях.

hkl	$\langle 111 \rangle$	$\langle 200 \rangle$	$\langle 220 \rangle$	$\langle 311 \rangle$	$\langle 331 \rangle$	$\langle 420 \rangle$	$\langle 422 \rangle$	Сред н.
E_{hkl} , ГПа	76,1	63,7	72,6	69,0	73,6	69,1	72,6	71,0

С долевым направлением листа совпадает кристаллографическое направление $\langle 112 \rangle$, которое характеризуется средней величиной модуля Юнга (72,6 ГПа). С направлением 45° совпадают несколько кристаллографических направлений, которые характеризуются низкими и средними значениями модуля Юнга: от 63,7 до 72,6 ГПа. В этом направлении модули Юнга минимальны у всех сплавов (см. рис. 3.4.).

Коэффициент плоскостной анизотропии произвольного свойства (КПА, уравнение 2.1.) упругих модулей листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469 составляет 1,5; 2,2 и 1,8% соответственно. Отметим, что разница между средними значениями модуля Юнга для сплавов 1441 и В-1469 составляет 3,8% при различии в содержании лития всего 0,7% (см. табл. 2.1). Найдем значения модуля Юнга α -твердого раствора исследуемых сплавов Al-Cu-Li в соответствующем направлении листа, выполнив

суммирование произведений нормированной полюсной плотности $P_i^{НП(45,ПН)}$ (см. табл. 3.1) на модуль Юнга (E_i) для данной ориентации:

$$E_{\alpha}^{НП(45,ПН)} = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n P_i^{НП(45,ПН)} E_i, \quad (3.1)$$

где $i = hkl$; n – число рефлексов на ОПФ ($n=7$).

Рассчитанные по (3.1) значения модуля Юнга α -твердого раствора в трех направлениях листов сплавов приведены в табл. 3.3 – 3.5. Они существенно ниже экспериментально полученных значений. Эта разница обусловлена наличием интерметаллидных фаз, модули Юнга которых превышают модуль Юнга α -твердого раствора алюминия.

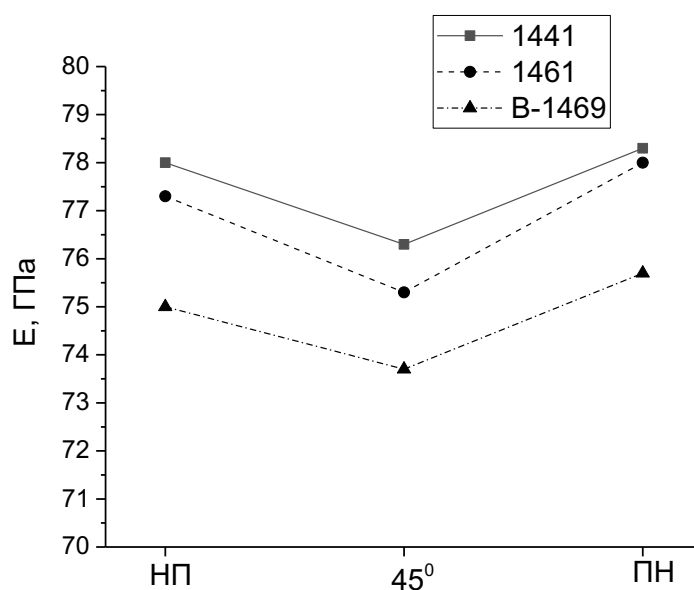


Рис. 3.4. Зависимости модуля Юнга от направления в листе для сплавов 1441, В-1461 и В-1469.

Табл.3.3. Значения модулей Юнга, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН листа сплава 1441.

hkl	E	P _{hkl}			P _{hkl} E _{hkl}		
		НП	45	ПН	НП	45	ПН
111	76,1	0,32	0,24	2,31	24,53	18,03	175,66
200	63,7	0,78	1,45	0,43	49,41	92,44	27,21
220	72,6	0,61	0,46	0,96	44,08	33,14	69,65
311	69,0	0,28	1,04	0,57	19,03	71,54	39,31
331	73,6	0,72	2,12	1,05	52,75	155,74	77,26
420	69,1	0,40	1,09	0,72	27,59	75,41	49,44
422	72,6	3,90	0,61	0,97	283,35	44,38	70,54
					E _{ср} =Σ(P _{hkl} E _{hkl})/7		
					71,53	70,10	71,53
					E _{эксп}		
					78,0	76,3	78,3

Табл.3.4. Значения модулей Юнга, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН листа сплава В-1461.

hkl	E	P _{hkl}			P _{hkl} E _{hkl}		
		НП	45	ПН	НП	45	ПН
111	76,1	0,56	0,22	2,20	42,70	16,68	167,47
200	63,7	0,54	0,89	0,53	34,39	56,44	34,05
220	72,6	0,55	0,74	1,18	40,28	53,96	85,44
311	69,0	0,60	1,23	0,48	41,40	84,94	32,79
331	73,6	0,64	1,97	1,18	46,74	145,29	86,76
420	69,1	0,55	1,41	0,82	38,09	97,67	56,56
422	72,6	3,56	0,53	0,62	258,31	38,71	44,75
					E _{ср} =Σ(P _{hkl} E _{hkl})/7		
					71,70	70,53	72,55
					E _{эксп}		
					77,3	75,3	78,0

Табл.3.5. Значения модулей Юнга, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН листа сплава В-1469.

hkl	Е	P _{hkl}			P _{hkl} E _{hkl}		
		НП	45	ПН	НП	45	ПН
111	76,1	0,17	0,83	1,48	13,03	63,21	112,76
200	63,7	1,16	0,67	0,33	73,97	42,43	21,03
220	72,6	1,38	1,28	1,05	99,85	93,17	75,98
311	69,0	0,30	0,85	0,52	20,73	58,66	35,88
331	73,6	0,62	0,51	0,52	45,26	37,65	38,57
420	69,1	1,44	2,86	2,26	99,31	197,59	156,48
422	72,6	1,94	0,00	0,83	140,82	0,00	60,56
					E _{ср} = Σ(P _{hkl} E _{hkl})/7		
					70,43	70,39	71,61
					E _{эксп}		
					75,0	73,7	75,7

3.3. Фазовый состав и модуль Юнга интерметаллидов

Количество интерметаллидных фаз T₁ (Al₂CuLi) и δ' (Al₃Li) определяли с помощью следующих уравнений [117]:

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

$$W_{T_1} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^{\alpha} W_{\alpha}}{X_{Cu}^{T_1}}, \quad (3.2)$$

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

где $X_{Al}^0, X_{Cu}^0, X_{Li}^0$ – содержания алюминия, меди и лития в сплаве (массовые доли);

$W_{\alpha}, W_{T_1}, W_{\delta'}$ – содержания фаз α, T₁, δ', % (мас.); $X_{Li}^{\alpha}, X_{Al}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Al}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$ – содержания алюминия, меди и лития в фазах α, T₁, δ' (массовые доли).

Значения параметров $X_{Al}^{T_1}, X_{Li}^{T_1}, X_{Cu}^{T_1}, X_{Al}^{\delta'}, X_{Li}^{\delta'}$ рассчитывали из стехиометрии фаз T₁(Al₂CuLi) и δ' (Al₃Li). Величину X_{Cu}^{α} оценивали из соотношения:

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

$W_{\alpha} X_{Mg}^0 \left(\frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Mg}^{\alpha}$ - изменение параметра решетки из-за наличия в твердом растворе магния (Å);

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

В табл. 3.6.-3.8. приведены схемы определения количества интерметаллидных фаз для сплавов 1441, В-1461 и В-1469.

Табл.3.6. Расчет фазового состава сплава 1441 (Al-1,64Cu-1,76Li-0,8Mg).

Cu	Li	Al	$X_{Al}^{\square'}$	$X_{Li}^{\square'}$	X_{Al}^T	X_{Cu}^T
0,0164	0,0176	0,958	0,92	0,079	0,434	0,5107
a, Å	$X_{Cu}^{\square}$	$X_{Li}^{\square}$	$W_{\square}$	$W_{\square\square}$	$W_{\square}$	
4,048	0,020	0,0050	0,820	0,000	0,180	
4,0482	0,019	0,0050	0,820	0,001	0,179	
4,0484	0,018	0,0050	0,820	0,003	0,177	
4,0486	0,017	0,0050	0,820	0,005	0,176	
4,049	0,016	0,0050	0,819	0,008	0,173	
4,0495	0,013	0,0050	0,819	0,013	0,169	
4,05	0,011	0,0050	0,818	0,017	0,165	
4,051	0,006	0,0050	0,817	0,026	0,157	
4,0525	0,000	0,0050	0,765	0,039	0,196	

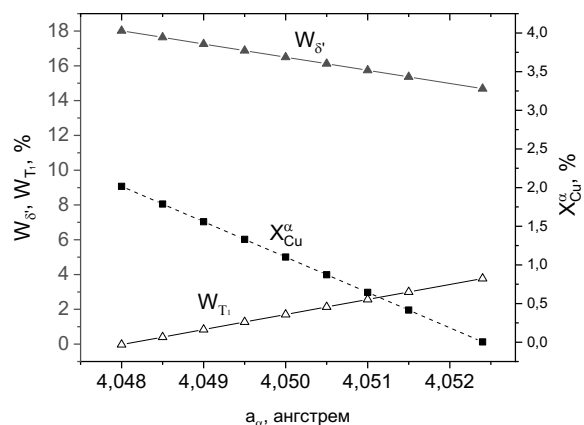
Табл.3.7. Расчет фазового состава сплава В-1461 (Al-2,8Cu-1,7Li).

Cu	Li	Al	$X_{Al}^{\square'}$	$X_{Li}^{\square'}$	X_{Al}^T	X_{Cu}^T
мас доля						
0,0257	0,0155	0,9553	0,92	0,079	0,434	0,5107
a, Å	$X_{Cu}^{\square}$	$X_{Li}^{\square}$	$W_{\square}$	$W_{\square\square}$	$W_{\square}$	
4,044	0,030	0,0050	0,847	0,000	0,153	
4,0452	0,025	0,0050	0,845	0,011	0,144	
4,0464	0,019	0,0050	0,844	0,021	0,135	
4,0472	0,016	0,0050	0,843	0,028	0,128	
4,0481	0,012	0,0050	0,842	0,037	0,121	
4,049	0,008	0,0050	0,841	0,045	0,114	
4,0493	0,006	0,0050	0,841	0,047	0,112	
4,0504	0,001	0,0050	0,840	0,057	0,103	
4,0506	0,000	0,0050	0,8395	0,059	0,102	

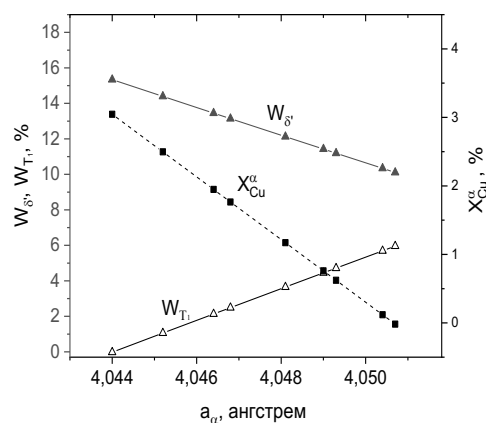
Табл.3.8. Расчет фазового состава сплава В-1469 (Al-3,69 Cu-1,4Li-0,5 Mg).

Cu	Li	Al	$X_{Al}^{\square'}$	$X_{Li}^{\square'}$	X_{Al}^T	X_{Cu}^T
мас доля						
0,0369	0,0107	0,9492	0,92	0,079	0,434	0,5107
a, Å	$X_{Cu}^{\square}$	$X_{Li}^{\square}$	$W_{\square}$	$W_{\square\square}$	$W_{\square}$	
4,042	0,040	0,0050	0,908	0,001	0,092	
4,0448	0,028	0,0050	0,904	0,028	0,068	
4,0458	0,023	0,0050	0,903	0,037	0,060	
4,0459	0,023	0,0050	0,903	0,038	0,059	
4,0471	0,017	0,0050	0,902	0,050	0,049	
4,048	0,013	0,0050	0,901	0,058	0,041	
4,0491	0,008	0,0050	0,899	0,069	0,032	
4,05	0,004	0,0050	0,898	0,077	0,025	
4,0509	0,000	0,0050	0,897	0,086	0,017	

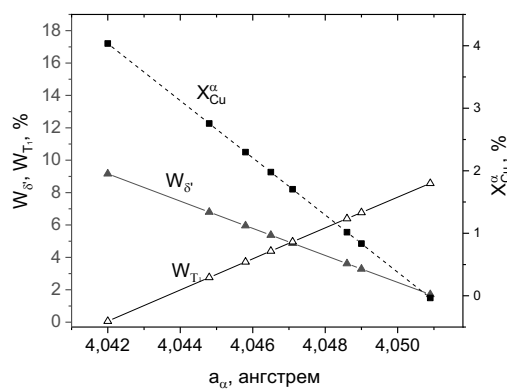
Решения уравнения (3.2.) для каждого из сплавов можно представить в виде зависимостей содержания фаз T и δ' от периода решетки (рис. 3.5.). Эти зависимости четко коррелируют с составом сплавов.



(a)



(б)



(в)

Рис.3.5.Зависимости количества фаз T_1 и δ' и меди в α -твердом растворе алюминия от периода решетки твердого раствора для сплавов 1441 (а), В-1461 (б), В-1469 (в).

Количество δ' -фазы (Al_3Li) пропорционально содержанию лития в сплаве, а T_1 -фазы (Al_2CuLi) – содержанию меди (см. табл. 2.1). При этом количество δ' -фазы существенно превышает количество T_1 -фазы. Необходимо учитывать, что различный уровень запасенной энергии деформации зернами разных ориентаций приводит к ориентационной зависимости распада твердого раствора, что вызывает вариации периодов решетки, рассчитанных для разных рефлексов. В связи с этим при оценке состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз

проводили усреднение периодов решетки по всем ориентировкам с учетом относительного количества зерен каждой из ориентировок, т.е. их полюсной плотности. Такое усреднение выполняли для каждого направления в листе, и окончательную среднюю величину периода решетки для каждого сплава ($a_{\text{спл}}^{\text{ср}}$) получали аналогично усреднению (3.1) для модуля упругости:

$$a_{\text{НП}(45^\circ, \text{ПН})} = \frac{1}{n} \sum_j^n a_{\text{НП}(45^\circ, \text{ПН})}^i P_{\text{НП}(45^\circ, \text{ПН})}^i, \quad (3.3.)$$

$$a_{\text{спл}}^{\text{ср}} = (a_{\text{НП}} + 2a_{45^\circ} + a_{\text{ПН}}) / 4, \quad (3.4.)$$

где $P_{\text{НП}(45^\circ, \text{ПН})}^{hkl}$ и $a_{\text{НП}(45^\circ, \text{ПН})}^i$ –полюсная плотность и период решетки α -твердого раствора для i -го рефлекса ($i=hkl$) соответственно, полученные из рентгенограммы для сечений, нормальных направлениям НП, 45° и ПН.

Такой достаточно сложный способ оценки периода решетки α -твердого раствора обусловлен тем, что от точности такой оценки зависит точность определения фазового состава в соответствии с соотношениями (3.3.) и (3.4.). В табл. 3.9.-3.14. приведены результаты усреднения периода решетки с учетом текстуры для исследуемых сплавов. Следует отметить, что Cu и Mg заметно изменяют период решетки твердого раствора: снижают и повышают соответственно. Литий практически не меняет период решетки твердого раствора, но выделение δ' -фазы (Al_3Li), в которой на каждый атом лития приходится три атома алюминия, снижает содержание алюминия и соответственно увеличивает содержание меди в твердом растворе и тем самым снижает его период решетки.

Табл. 3.9. Экспериментальные значения периодов решетки, рассчитанных для различных (hkl) рефлексов для рентгенограмм от сечений НП, 45° и ПН листа сплава 1441.

НП			45			ПН		
hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}
220	65,1	4,0525	220	65,15	4,0498	220	65,16	4,0492
311	78,24	4,0522	311	78,31	4,0492	311	78,31	4,0492
222	82,45	4,0522	222	82,52	4,0493	222	82,55	4,0481
400	99,1	4,0521	400	99,23	4,0482	400	99,2	4,0491
331	112,1	4,0508	331	112,1	4,0508	331	112,17	4,0491
420	116,68	4,0503	420	116,78	4,0481	420	116,7	4,0499
422	137,8	4,0480	422	137,66	4,0499	422	137,7	4,0493

Табл.3.10. Значения периодов решетки, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН ПН листа сплава 1441.

hkl	a _{hkl}			P _{hkl}			P _{hkl} E _{hkl}		
	НП	45	ПН	НП	45	ПН	НП	45	ПН
1	4,05	4,04	4,04	0,	0,	3,	2,4561	1,2222	15,3147
2	4,05	4,04	4,04	0,	0,	0,	0,7211	2,2521	0,9182
2	4,05	4,04	4,04	0,	0,	1,	0,2286	1,7007	6,0071
3	4,05	4,04	4,04	0,	0,	0,	1,1718	3,0036	0,9838
3	4,05	4,05	4,04	0,	0,	0,	0,2861	3,3470	2,9753
4	4,05	4,04	4,04	0,	3,	0,	0,6620	15,5144	0,9038
4	4,04	4,04	4,04	5,	0,	0,	22,8153	1,3015	1,2376
							4,04	4,04	4,04
							a _{cp} = 4,0487Å		

Табл. 3.11. Экспериментальные значения периодов решетки, рассчитанных для различных (hkl) рефлексов для рентгенограмм от сечений НП, 45° и ПН листа сплава В-1461.

НП			45			ПН		
hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}
220	65,19	4,0476	220	65,19	4,0476	220	65,19	4,0476
311	78,37	4,0466	311	78,35	4,0475	311	78,31	4,0492
222	82,5	4,0501	222	82,52	4,0493	222	82,6	4,0461
400	99,27	4,0470	400	99,2	4,0491	400	99,22	4,0485
331	112,26	4,0470	331	112,23	4,0477	331	112,27	4,0468
420	116,9	4,0455	420	116,8	4,0477	420	116,78	4,0481
422	137,93	4,0462	422	137,8	4,0480	422	137,9	4,0466

Табл.3.12. Значения периодов решетки, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН ПН листа сплава В-1461.

hkl	a _{hkl}			P _{hkl}			P _{hkl} a _{hkl}		
	НП	45	ПН	НП	45	ПН	НП	45	ПН
111	4,0501	4,0493	4,0461	0,56	0,22	2,20	2,2712	0,8873	8,8993
200	4,0470	4,0491	4,0470	0,54	0,89	0,53	2,1854	3,5883	2,1635
220	4,0476	4,0476	4,0476	0,55	0,74	1,18	2,2457	3,0085	4,7640
311	4,0466	4,0475	4,0492	0,60	1,23	0,48	2,4279	4,9817	1,9241
331	4,0470	4,0477	4,0468	0,64	1,97	1,18	2,5703	7,9911	4,7708
420	4,0455	4,0477	4,0481	0,55	1,41	0,82	2,2295	5,7200	3,3129
422	4,0462	4,0440	4,0466	3,56	0,53	0,62	14,3973	2,1564	2,4946
							4,0467	4,0476	4,0470
							a _{ср} =4,0472Å		

Табл. 3.13. Экспериментальные значения периодов решетки, рассчитанных для различных (hkl) рефлексов для рентгенограмм от сечений НП, 45° и ПН листа сплава В-1469.

НП			45			ПН		
hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}	hkl	2 Θ	a _{hkl}
220	65,1	4,0525	220	65,16	4,0492	220	65,17	4,0487
311	78,26	4,0514	311	78,33	4,0483	311	78,32	4,0488
222	82,48	4,0509	222	82,53	4,0489	222	82,56	4,0477
400	99,13	4,0512	400	99,2	4,0491	400		#ДЕЛ/0!
331	112,15	4,0496	331	112,3	4,0460	331	112,25	4,0472
420	116,72	4,0494	420	116,78	4,0481	420	116,77	4,0483
422	137,77	4,0484	422		4,0490	422	137,97	4,0457

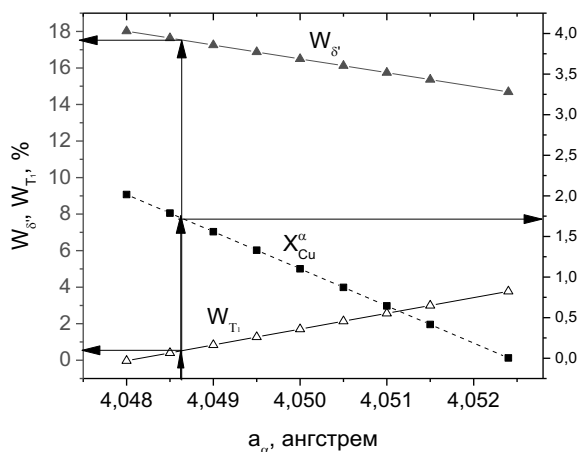
Табл.3.14. Значения периодов решетки, усредненные с учетом полюсных плотностей (hkl) рефлексов на ОПФ для сечений НП, 45° и ПН ПН листа сплава В-1469.

hkl	a _{hkl}			P _{hkl}			P _{hkl} a _{hkl}		
	НП	45	ПН	НП	45	ПН	НП	45	ПН
111	4,0509	4,0489	4,0477	0,17	0,83	1,48	0,6931	3,3613	5,9945
200	4,0512	4,0491	4,0480	1,16	0,67	0,33	4,7049	2,6974	1,3363
220	4,0525	4,0492	4,0487	1,38	1,28	1,05	5,5742	5,1966	4,2373
311	4,0514	4,0483	4,0488	0,30	0,85	0,52	1,2168	3,4413	2,1051
331	4,0496	4,0460	4,0472	0,62	0,51	0,52	2,4907	2,0698	2,1214
420	4,0494	4,0481	4,0483	1,44	2,86	2,26	5,8185	11,5723	9,1654
422	4,0484	4,0490	4,0457	1,94	0,00	0,83	7,8530	0,0000	3,3751
							4,0502	4,0484	4,0479
							a _{cp} =4,0487Å		

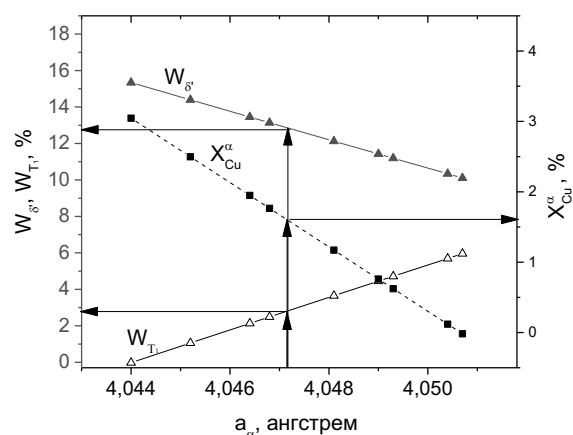
Приведенные в табл. 3.10., 3.12. и 3.14. усредненные значения периодов дают возможность определить количество интерметаллидных фаз в сплавах с помощью уравнений (3.2.). На рис. 3.6 показано это графически. В табл. 3.15. приведено содержание в сплавах основных легирующих элементов и результаты оценки фазового состава, содержания меди в твердом растворе, а также усредненные по трем направлениям в листе в соответствии с (2.2.) значения модуля упругости.

На рис. 3.7. сопоставлено суммарное содержание интерметаллидных фаз в сплавах с модулем Юнга. Видно, что с увеличением суммарного количества интерметаллидов (в основном за счет δ' -фазы) модуль Юнга возрастает. Исходя из

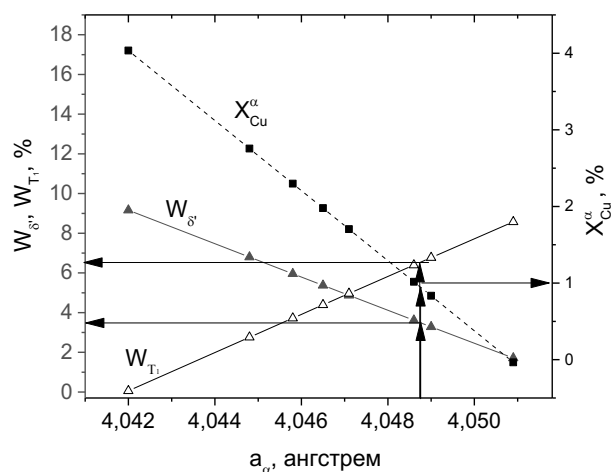
этого, можно предположить, что вклад интерметаллидных фаз в упругие свойства различается незначительно. Для оценки этого различия можно воспользоваться характеристиками анизотропии сплавов, которые существенно различаются фазовым составом (табл. 3.15.).



(



(б



(в)

Рис.3.6. Зависимости количества фаз T_1 и δ' и меди в α -твердом растворе алюмин от периода решетки твердого раствора для сплавов 1441 (а), В-1461 (б), В-1469 (

Табл. 3.15. Рассчитанные по (3.3) и (3.4) периоды решетки твердого раствора алюминия, содержание меди в твердом растворе, содержание фаз δ' и T_1 и усредненный модуль упругости для сплавов 1441, В-1461 и В-1469.

Сплав	X_{Cu}^0	X_{Li}^0	$a_{ср}$,	X_{Cu}^α	$W_{\delta'}$	W_{T_1}	$E_{ср}$,
	Мас.%		Å	Мас.%			ГПа
1441	1,64	1,76	4,0487	1,7	17,5	0,6	77,3
В-1461	2,57	1,55	4,0472	1,6	12,8	2,8	76,5
В-1469	3,69	1,07	4,0487	1,0	3,5	6,5	74,5

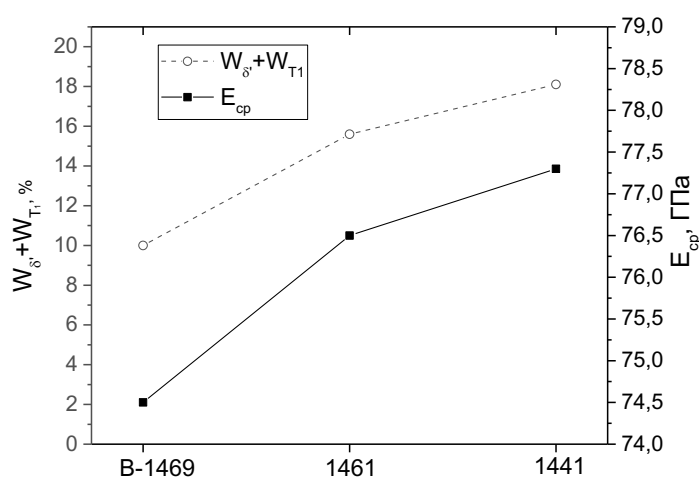


Рис.3.7. Изменение среднего значения модуля Юнга с суммарным содержанием интерметаллидов δ' и T_1 в исследуемых сплавах Al-Cu-Li.

Поскольку количество интерметаллидных фаз в каждом из сплавов известно, можно, исходя из разницы значений модулей Юнга, полученных экспериментально для сплавов, и рассчитанных для α -твердого раствора, оценить модули Юнга интерметаллидов. Расчеты осуществляли, исходя из правила аддитивности и допущения, что интерметаллиды изотропны по отношению к упругим свойствам:

$$E_{спл}^{D(45^\circ, \Pi)} = \left(\left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_i^{D(45^\circ, \Pi)} E_i^\alpha \right) W_\alpha + E_{\delta'} W_{\delta'} + E_{T_1} W_{T_1} \right) / 100. \quad (3.5.)$$

Допущение об изотропности упругих свойств интерметаллидов является вынужденным, поскольку, в отличие от α -твердого раствора алюминия, сведений о текстуре и об ориентационной зависимости модулей Юнга интерметаллидов нет.

Значения модулей Юнга для интерметаллидов ($E_{\delta'}, E_{T_1}$) находили минимизацией разницы между экспериментальными и расчетными значениями (Δ). Результаты расчетов приведены в табл. 3.16. и на рис. 3.8. Модуль Юнга δ' -фазы для исследуемых сплавов варьируется от 93 до 104 ГПа, а для T_1 -фазы от 115 до 123 ГПа, т.е. упругие свойства этих фаз близки. Можно отметить хорошую сходимость результатов расчетов с экспериментом ($\Delta < 1\%$), что свидетельствует о корректности выбранной модели расчетов.

Табл.3.16. Значения модуля Юнга для интерметаллидов ($E_{\delta'}, E_{T_1}$), рассчитанные из (3.1.) модули Юнга для α -твердого раствора (E_{α}), экспериментальные и рассчитанные из (3.5) значения модуля Юнга сплавов ($E_{\text{спл}}$).

Сплав	E _α			E _{δ'}	E _{T₁}	W _α , %	W _{δ'}	W _{T₁}	E _{спл} *			Δ**
	НП	45	ПН						НП	45	ПН	
	ГПа					Мас. %			ГПа			%
1441	71,5	70,1	72,7	104	115	81,9	17,5	0,6	$\frac{77,5}{78,0}$	$\frac{76,3}{76,3}$	$\frac{78,4}{78,3}$	0,29
В-1461	71,7	70,5	72,5	104	123	84,4	12,8	2,8	$\frac{77,3}{77,3}$	$\frac{76,3}{75,3}$	$\frac{78,0}{78,0}$	0,45
В-1469	70,4	70,4	71,6	93	123	90,0	3,5	6,5	$\frac{74,6}{75,0}$	$\frac{74,6}{73,7}$	$\frac{75,7}{75,7}$	0,56

*Числитель – расчет по формуле (3.5), знаменатель – экспериментальное значение.

** $\Delta = ((|E_p^{HPI} - E_3^{HPI}| + |E_p^{45} - E_3^{45}| + |E_p^{PH} - E_3^{PH}|) / (E_p^{HPI} + E_p^{45} + E_p^{PH})) \times 100$, где E_p , E_3 – рассчитанные и экспериментальные значения модуля Юнга сплава.

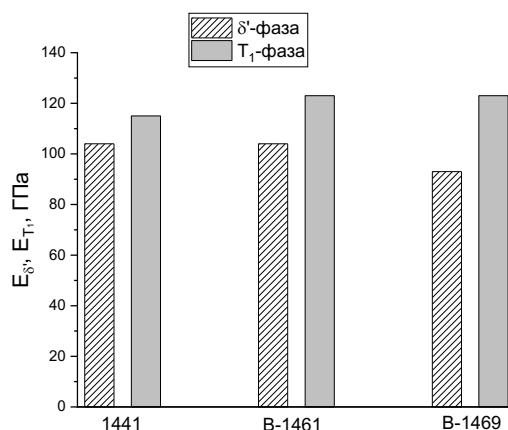


Рис.3.8. Величины модулей Юнга для интерметаллидных δ' - и T_1 -фаз ($E_{\delta'}$, E_{T_1}) сплавов 1441, В-1461 и В-1469.

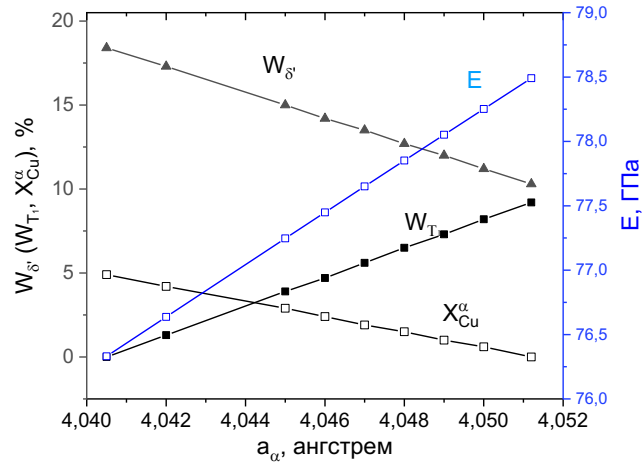
3.4. Прогнозирование модуля Юнга Al-Cu-Li сплавов

Рассчитанные значения модулей упругости для трех сплавов системы Al-Cu-Li дают возможность прогнозировать величину модуля Юнга разрабатываемых сплавов этой системы легирования. Тогда используя соотношение аддитивности можно определить величину модуля Юнга сплава следующим соотношением, которое похоже на уравнение (3.5.):

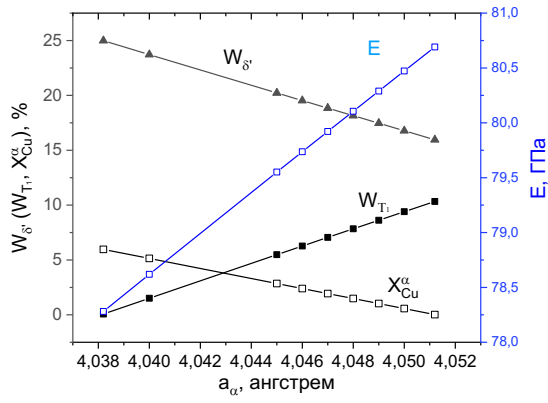
$$E_{\text{сплава}} = E_{\alpha} W_{\alpha} + E_{\delta'} W_{\delta'} + E_{T_1} W_{T_1} \quad (3.6.)$$

Где: E_{α} - модуль Юнга Al (71 ГПа табл.3.2); $E_{\delta'}$ и E_{T_1} – средние по трем сплавам модули Юнга δ' - и T_1 -фаз (100 и 120 ГПа соответственно).

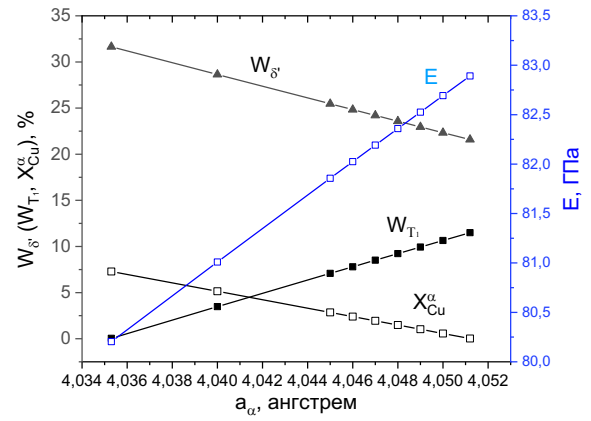
На рис. 3.9. приведены зависимости от периода решетки α -твердого раствора количества δ' - и T_1 -фаз и содержания меди в α -твердом растворе, вычисленные по (3.3.) для сплавов Al-4Cu-1,5Li, Al-4,5Cu-2Li и Al-5Cu-2,5Li, а также прогнозируемая величина модуля Юнга по уравнению (3.6) для различных соотношения фаз для этих сплавов. Для первого сплава модуль Юнга варьируется от 76,3 до 78,5 ГПа (рис.3.9.а), для второго от 78,3 до 80,7 ГПа (рис.3.9.б), а для третьего от 80,2 до 82,8 ГПа (рис.3.9.в).



(a)



(б)



(в)

Рис. 3.9. Прогнозируемые величины модуля Юнга для сплавов Al-4Cu-1,5Li (а), Al-4,5Cu-2Li (б) и Al-5Cu-2,5Li (в).

3.5. Выводы по главе 3

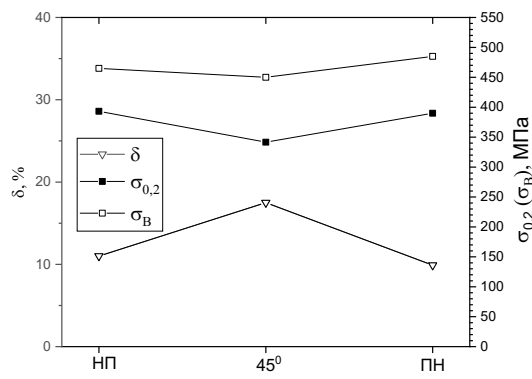
1. В листах сплавов 1441, В-1461 и В-1469 системы Al-Cu-Li формируется текстура $\{110\}\langle 112\rangle$ типа латуни, при этом наиболее интенсивная текстура в сплаве 1441, а наименее интенсивная в сплаве В-1469.
2. Анизотропия модуля Юнга всех трех сплавов имеет одинаковый характер, максимальное значение модуля Юнга совпадает с поперечным направлением, в котором расположено направление $\langle 111\rangle$ ГЦК-решетки алюминия, для которого модуль Юнга максимален (76,1 ГПа).
3. С направлением прокатки листа совпадает кристаллографическое направление $\langle 112\rangle$, которое характеризуется средней величиной модуля Юнга (72,6 ГПа).
4. В 45° направлении модули Юнга минимальны у всех сплавов поскольку с ним совпадают несколько кристаллографических направлений, которые характеризуются низкими и средними значениями модуля Юнга: от 63,7 до 72,6 ГПа.
5. С помощью оригинальной методики количественного фазового анализа установлено, что усредненная по трем направлениям в листе величина модуля Юнга пропорционально суммарному количеству интерметаллидов δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi), при этом увеличение количества интерметаллидов происходит за счет δ' -фазы.
6. Впервые оценены значения модуля Юнга интерметаллидов в сплавах системы Al-Cu-Li на основе количественного фазового анализа, экспериментально определенных модулей Юнга и правила аддитивности.
7. Величины модулей Юнга, составляющих 93–104 ГПа для δ' -фазы и 115–123 ГПа для T_1 -фазы могут быть использованы для прогнозирования модулей Юнга разрабатываемых сплавов системы Al-Cu-Li.

Глава 4. Исследование текстуры и анизотропии механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li 1441, В-1461 и В-1469 [110]

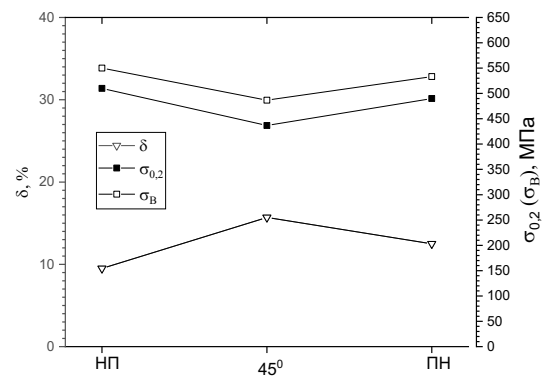
4.1. Текстура и механические свойства сплавов

На рис. 4.1. приведены механические свойства ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ) листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469 в направлении прокатки ($\parallel$ НП), поперечном направлении ($\parallel$ ПН) и 45° -ном направлении. На рис.4.2. приведены количественные характеристики анизотропии этих листов в виде коэффициента плоскостной анизотропии (КПА). Видно, что из сплавов наибольшей анизотропией обладает В-1461, а минимальной В-1469. Анизотропия относительного удлинения в разы превышает анизотропию прочностных свойств. Для листов сплавов минимальные значения пределов текучести, прочности и максимальные значения относительного удлинения получены в 45° -ном направлении. На рис.4.3. приведены зависимости полюсных плотностей рефлексов (112), (111), (331) и (420) на ОПФ для сечений, нормальных направлению прокатки (НП), поперечному направлению (ПН) и 45° -му направлению для сплавов 1441, В-1461 и В-1469. Выбор этих рефлексов связан с тем, что они совпадают с текстурными максимумами на ОПФ для трех направлений в листе, которые соответствуют текстуре $\{110\}\langle 112 \rangle$.

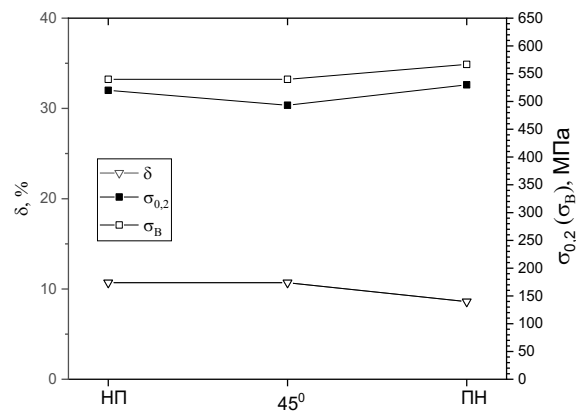
Этой текстуре на ОПФ для НП соответствует текстурный максимум (112), в ПН текстурный максимум (111) и в 45° -м направлении текстурные максимумы (331) и (420). На рис.4.3. приведенным текстурным максимумам полностью соответствуют текстуры для сплавов 1441 и В-1461, рис.4.3. а и б соответственно. Это свидетельствует о том, что для всех сечений листов этих сплавов текстура $\{110\}\langle 112 \rangle$ доминирует, в то время как для сплава В-1469 (рис.4.3. в) вклад этой текстуры значительно слабее. Приведенные на рис.4.3. текстурные данные качественно согласуются с анизотропией механических свойств (рис.4.2.), которая близка для сплавов 1441 и В-1461 и существенно превышает анизотропию свойств сплава В-1469.



(a)



(б)



(в)

Рис.4.1. Механические свойства (δ , $\sigma_{0.2}$, σ_b) листов сплава 1441(а) В-1461 (б) и В-1469 (в) в направлении прокатки (НП), поперечном направлении (ПН) и 45°-ных направлениях.

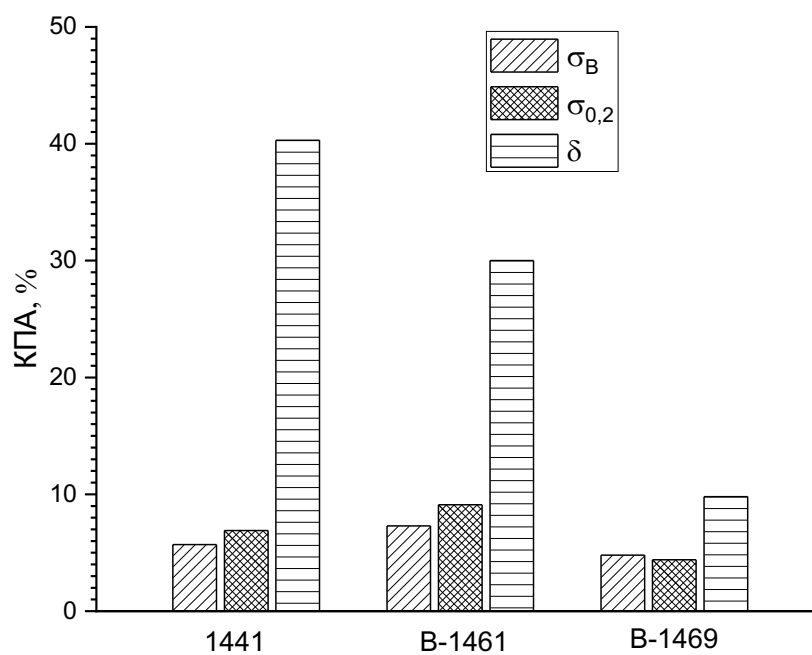
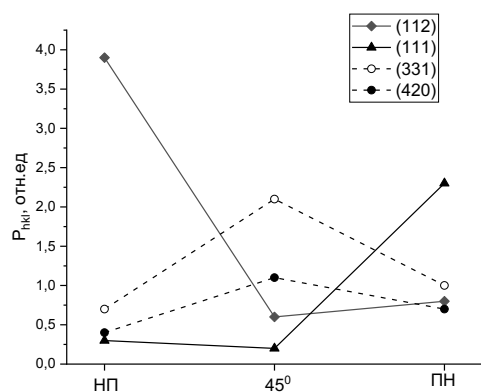
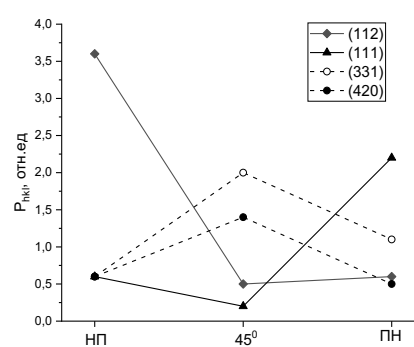


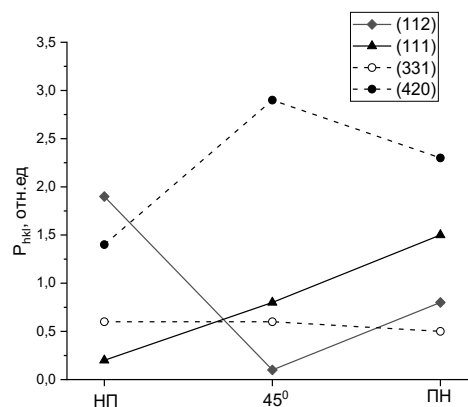
Рис.4.2. Коэффициенты плоскостной анизотропии (КПА) для пределов прочности, пределов текучести и относительного удлинения для сплавов 1441, В-1461 и В-1469.



(a)



(б)



(в)

Рис.4.3. Полюсные плотности рефлексов, соответствующих текстуре $\{110\}\langle 112 \rangle$ на ОПФ для сечений, нормальных направлению прокатки (НП), поперечному направлению (ПН) и 45°-му направлению: (а) сплав 1441; (б) сплав В-1461; (в) сплав В-1469.

4.2. Определение ориентационных факторов Закса из текстурных данных

В работе [119] рассматривалась анизотропия упругих модулей сплавов системы Al-Cu-Li. Тот факт, что характер анизотропии упругих и прочностных свойств аналогичен является совпадением, поскольку причины той и другой анизотропии разные. С упругой анизотропией ситуация значительно проще,

поскольку она полностью может быть интерпретирована анизотропией упругих свойств и текстурой α -твердого раствора. Для интерпретации анизотропии прочностных свойств необходимо из текстурных данных определить относительные величины факторов Закса в трех направлениях листа ($M^{\text{НП}}$, M^{45} и $M^{\text{ПН}}$). Обычно с текстурными данными более корректно сопоставлять пределы текучести. Для расчетов анизотропии свойств в случае существенно неоднородной по толщине листа текстуры преимущество использования ОПФ заключается в том, что их получают съемкой от поперечных сечений листа, что позволяет получить усредненную по всему сечению информацию о текстуре. Кроме того, количественные ОПФ позволяют легко осуществлять усреднение свойств с учетом текстуры, если известна ориентационная зависимость этих свойств.

Для расчета анизотропии прочностных свойств использовали факторы Закса, которые являются обратными значениями факторов Шмида. Усреднение можно производить непосредственно по величинам фактора Закса кроме тех случаев, когда приходится проводить процедуру усреднения для систем сдвига, для которых факторы Шмида равны нулю для некоторых ориентаций. Этого не происходит для системы октаэдрического скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$, для которого минимальное значение фактора Шмида равно 0,27 для ориентировки $\langle 111 \rangle$. Поэтому в табл.4.1.-4.6. для листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469 соответственно усреднение осуществляли по величинам факторов Закса.

$$M_{cp}^x = \frac{1}{n} \sum_{hkl}^n P_{hkl}^x M_{hkl}$$

Где: n – число (hkl) рефлексов ($n=7$); $x=\text{НП}$, 45 и ПН; P_{hkl}^x – полюсная плотность рефлекса (hkl) на ОПФ для направлений, составляющим угол 0, 45 и 90град. к направлению прокатки ($x=\text{НП}$, $x=45^\circ$, $x=\text{ПН}$); $M_{hkl} = 1 / \Phi_{hkl}$; Φ_{hkl} – фактор Шмида для скольжения по системе $\{111\}\langle 110 \rangle$ для ориентаций оси нагружения, соответствующих нормальям к плоскостям (hkl) ;

Табл.4.1. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$ для
листа сплава 1441.

$\{111\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x M_{hkl}$		
hkl	M_{hkl}	x=НП	x=45°	x=ПН	x=НП	x=45°	x=ПН
111	3,67	0,32	0,24	2,31	1,183	0,869	8,467
200	2,45	0,78	1,45	0,43	1,900	3,556	1,047
220	2,45	0,61	0,46	0,96	1,488	1,118	2,351
113	2,24	0,28	1,04	0,57	0,618	2,322	1,276
331	2,34	0,72	2,12	1,05	1,677	4,952	2,457
420	2,04	0,40	1,09	0,72	0,814	2,226	1,459
422	2,44	3,90	0,61	0,97	9,524	1,492	2,371
					$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$		
					2,458	2,362	2,775
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					1,04	1,00	1,17

Табл.4.2. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{001\}\langle 110 \rangle$
листа сплава 1441.

$\{001\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
hkl	Φ_{hkl}	НП	45°	ПН	НП	45°	ПН
111	0,47	0,32	0,24	2,31	0,151	0,111	1,084
200	0	0,78	1,45	0,43	0,000	0,000	0,000
220	0,35	0,61	0,46	0,96	0,213	0,160	0,336
113	0,4	0,28	1,04	0,57	0,110	0,415	0,228
331	0,45	0,72	2,12	1,05	0,323	0,952	0,472
420	0,3	0,40	1,09	0,72	0,120	0,327	0,215
422	0,475	3,90	0,61	0,97	1,854	0,290	0,462
					$\Phi_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
					0,396	0,322	0,399
					$M_{cp}^x = 1 / \Phi_{cp}^x$		
					2,527	3,103	2,503
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					0,814	1,000	0,807

Табл.4.3. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$
для листа сплава В-1461.

$\{111\}\langle 110\rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x M_{hkl}$		
hkl	M_{hkl}	x=НП	x=45°	x=ПН	x=НП	x=45°	x=ПН
111	3,67	0,56	0,22	2,20	2,06	0,80	8,07
200	2,45	0,54	0,89	0,53	1,32	2,17	1,31
220	2,45	0,55	0,74	1,18	1,36	1,82	2,88
113	2,24	0,60	1,23	0,48	1,34	2,76	1,06
331	2,34	0,64	1,97	1,18	1,49	4,62	2,76
420	2,04	0,55	1,41	0,82	1,12	2,88	1,67
422	2,44	3,56	0,53	0,62	8,68	1,30	1,50
					$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$		
					2,48	2,34	2,75
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					1,06	1,00	1,18

Табл.4.4. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{001\}\langle 110 \rangle$ листа сплава В-1461.

$\{001\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
hkl	Φ_{hkl}	НП	45°	ПН	НП	45°	ПН
111	0,47	0,56	0,22	2,20	0,151	0,111	1,084
200	0	0,54	0,89	0,53	0,000	0,000	0,000
220	0,35	0,55	0,74	1,18	0,213	0,160	0,336
113	0,4	0,60	1,23	0,48	0,110	0,415	0,228
331	0,45	0,64	1,97	1,18	0,323	0,952	0,472
420	0,3	0,55	1,41	0,82	0,120	0,327	0,215
422	0,475	3,56	0,53	0,62	1,854	0,290	0,462
					$\Phi_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
					0,396	0,322	0,399
					$M_{cp}^x = 1 / \Phi_{cp}^x$		
					2,527	3,103	2,503
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					0,814	1,000	0,807

Табл.4.5. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$
для листа сплава В-1469.

$\{111\}\langle 110\rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x M_{hkl}$		
hkl	M_{hkl}	$x=НП$	$x=45^\circ$	$x=ПН$	$x=НП$	$x=45^\circ$	$x=ПН$
111	3,67	0,17	0,83	1,48	1,183	0,869	8,467
200	2,45	1,16	0,67	0,33	1,900	3,556	1,047
220	2,45	1,38	1,28	1,05	1,488	1,118	2,351
113	2,24	0,30	0,85	0,52	0,618	2,322	1,276
331	2,34	0,62	0,51	0,52	1,677	4,952	2,457
420	2,04	1,44	2,86	2,26	0,814	2,226	1,459
422	2,44	1,94	0,00	0,83	9,524	1,492	2,371
					$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$		
					2,37	2,39	2,55
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					0,99	1,00	1,07

Табл.4.6. Схема расчета факторов Закса для системы скольжения $\{001\}\langle 110 \rangle$ листа сплава В-1469.

$\{001\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
hkl	Φ_{hkl}	НП	45°	ПН	НП	45°	ПН
111	0,47	0,17	0,83	1,48	0,08	0,39	0,70
200	0	1,16	0,67	0,33	0,00	0,00	0,00
220	0,35	1,38	1,28	1,05	0,48	0,45	0,37
113	0,4	0,30	0,85	0,52	0,12	0,34	0,21
331	0,45	0,62	0,51	0,52	0,28	0,23	0,24
420	0,3	1,44	2,86	2,26	0,43	0,86	0,68
422	0,475	1,94	0,00	0,83	0,92	0,00	0,40
					$\Phi_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$		
					0,396	0,322	0,399
					$M_{cp}^x = 1 / \Phi_{cp}^x$		
					2,527	3,103	2,503
					M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
					0,814	1,000	0,807

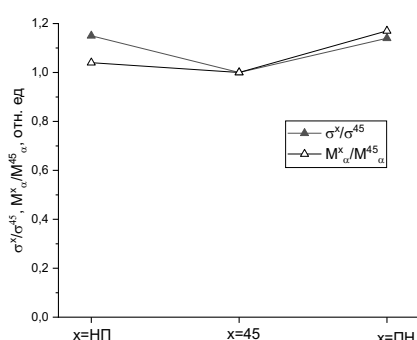
Для системы скольжения $\{001\}\langle 110 \rangle$ фактор Шмида равен нулю для ориентировки $\langle 100 \rangle$, поэтому в табл.4.2, 4.4 и 4.6 для листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469 соответственно усреднение осуществляли по факторам Шмида, а затем вычисляли факторы Закса для трех направлений как обратные значения усредненных значений факторов Шмида:

$$\Phi_{cp}^x = \frac{1}{n} \sum_{hkl}^n P_{hkl}^x \Phi_{hkl}$$

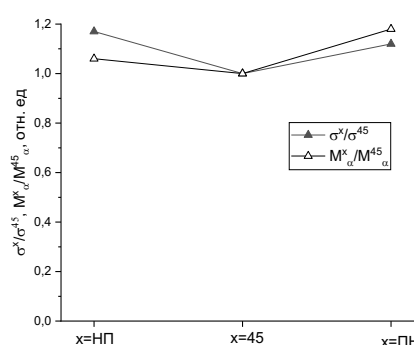
$$M_{cp}^x = 1 / \Phi_{cp}^x$$

Для листа сплава 1441 (табл.4.1.) усредненные факторы Закса (M_{cp}^x) для системы скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$ равны 2,458, 2,362 и 2,775 соответственно для

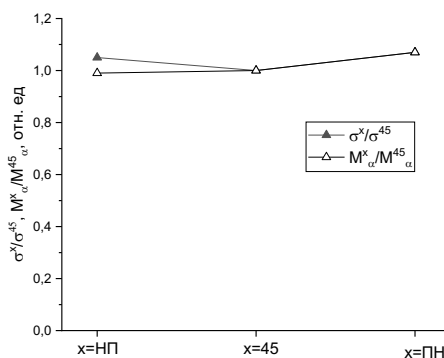
направлений χ =НП, χ =45° и χ =ПН. Их отношения к величине M_{cr}^{45} приведены на рис.4.4.а вместе с аналогичными отношениями пределов текучести в этих же направлениях. На этом же рисунке приведены результаты расчетов для сплава В-1461 (рис.4.4.б) и В-1469 (рис.4.4.в). Для всех сплавов расчетный минимум прочностных свойств совпадает с экспериментальным (45°-направление), но при этом расчет завышает прочность в ПН и занижает в НП.



(а)



(б)



(в)

Рис.4.4. Значения отношений пределов текучести (σ^x/σ^{45}) и факторов Закса для α -фазы (M^x/M^{45}) в долевом (χ =НП) и поперечном (χ =ПН) направлениях к пределу текучести и фактору Закса в 45°-направлении (χ =45°) для сплавов В-1441 (а), В-1461 (б) и В-1469 (в).

Для объяснения отличия расчетных и экспериментальных значений анизотропии необходимо оценить влияние на анизотропию сплава когерентной упорядоченной по типу $L1_2$ δ' -фазы, которая имеет аналогичную твердому раствору текстуру, но при этом ее механизм деформации отличается из-за наличия дальнего порядка. Для упорядоченных по типу $L1_2$ структур скольжение по плоскостям куба по системе $\{001\}\langle 110\rangle$ может быть предпочтительнее скольжения в плотноупакованных плоскостях при высоких значениях ЭДУ, характерных для алюминиевых сплавов. Максимальная прочность твердого раствора, для которого действует система $\{111\}\langle 110\rangle$ соответствует ориентировке $\langle 111\rangle$, а минимальная – близка к $\langle 100\rangle$. В отличие от этого максимальная прочность $L1_2$ -структуры соответствует направлению $\langle 100\rangle$, поскольку при такой ориентировке фактор Шмида для скольжения по плоскостям куба $\{001\}\langle 110\rangle$ будет нулевым (см. табл.4.2.).

Результаты расчета для сплава 1441 показывают, что факторы Закса равны 2,527, 3,103 и 2,503 для направлений НП, 45° и ПН соответственно. Эти результаты показывают, что расчеты факторов Закса с учетом, того, что δ' -фаза будет деформироваться скольжением по системе сдвига $\{001\}\langle 110\rangle$ не приведет к сближению расчетных и экспериментальных значений анизотропии, поскольку эта система дает максимальную относительную прочность для 45° -направления, что противоречит экспериментальным данным. С другой стороны попытка объяснить разницу расчетных и экспериментальных значений анизотропии прочностных свойств с помощью влияния T_1 -фазы противоречит тому факту, что сплав В-1469, который содержит больше всего этой фазы, показал минимальную разницу расчетных и экспериментальных значений анизотропии прочностных свойств. В тоже время сплав 1441, в котором практически отсутствует T_1 -фаза показал значительную разницу этих характеристик.

Однако эту разницу можно объяснить с позиций закона Холла-Петча, согласно которому прочность обратно пропорциональна размеру зерна. Поскольку для продольных образцов эффективный размер зерна существенно меньше, чем для

поперечных, то из-за эффекта вытянутости зерен в направлении прокатки продольные образцы получают дополнительное упрочнение. Таким образом, анизотропия листов сплавов имеет два компонента, текстурный, который определяет минимум 45° -ных свойств и эффект волокна, который определяет большую прочность долевых образцов. Кстати такая анизотропия является основной, а анизотропия, при которой прочность выше в поперечном направлении называется «обратной» анизотропией и ее обычно связывают с текстурой. В некоторых листах сплавов Al-Li такая анизотропия имеет место и она свидетельствует о том, что текстурный эффект превалирует над морфологическим.

Для сплавов Al-Cu-Li важную роль играют проблемы пластичности, поэтому представляет интерес более подробно рассмотреть анизотропию пластичности. Из рис.4.2. видно, что анизотропия пластичности значительно превосходит анизотропию прочностных и упругих свойств. Коэффициент плоскостной анизотропии варьируется для предела прочности от 4,8 до 7,3%, для предела текучести от 4,4 до 9,1%, а для относительного удлинения от 9,8 до 40%. Одна из причин значительно более высокой пластичности в 45° направлении обусловлена особенностями текстуры «латуни» $\{011\}\langle 112 \rangle$, для которой в НП и ПН расположены моноориентировки, соответственно $\langle 112 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, которые препятствуют однородной деформации по Мизесу, которая предусматривает наличие 5 независимых систем скольжения. В отличие от этого в 45° -ном направлении присутствуют несколько ориентировок, которые способствуют однородной деформации и повышенной пластичности.

4.3. Выводы по главе 4

1. Исследование закономерностей анизотропии механических свойств листов Al-Cu-Li сплавов показало, что минимальные значения пределов текучести и прочности и максимальные значения относительного удлинения получены в 45°-ном направлении.
2. Максимальная анизотропия характерна для относительного удлинения (КПА=10-40%), а минимальная для предела прочности (КПА=5-7%).
3. Сопоставление расчетных из ОПФ величин ориентационных факторов Закса с экспериментом показало, что расчетные и экспериментальные значения анизотропии объясняют минимум прочности в 45°-ном направлении, но дают завышенные значения прочности для поперечного и заниженные для продольного направления.
4. Показано, что разницу с экспериментом нельзя интерпретировать на основе влияния интерметаллидов, поскольку расчеты факторов Закса для сдвига по системе $\{001\}\langle 110 \rangle$ упорядоченной по типу $L1_2$ δ' -фазы не приведет к сближению расчетных и экспериментальных значений анизотропии.
5. Нельзя объяснить разницу расчетных и экспериментальных значений анизотропии прочностных свойств с помощью влияния T_1 -фазы поскольку сплав В-1469, который содержит больше всего этой фазы, показал минимальную разницу расчетных и экспериментальных значений анизотропии прочностных свойств, а сплав 1441, в котором практически отсутствует T_1 -фаза, показал значительную разницу прочностных характеристик.
6. Разницу расчетных и экспериментальных значений анизотропии прочностных свойств можно объяснить с позиций закона Холла-Петча, согласно которому прочность обратно пропорциональна размеру зерна, поэтому для продольных образцов эффективный размер зерна существенно меньше, чем для поперечных, что дает более высокую прочность в этом направлении.

Глава 5. Исследование влияния фазового состава и текстуры на анизотропию упругих и механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li-Ag В-1480 и В-1481 [111, 112]

В этой главе приведены результаты исследования новых сплавов системы Al-Cu-Li, В-1480 и В-1481, легированных Ag. Составы сплавов приведены в табл. 5.1.

Табл.5.1. Химический состав сплавов В-1480 и В-1481.

сплав	Cu	Li	Mg	Zn	Ag	Zr	Sc	Fe	Mn	Si
В-1480	3,619	1,115	0,39	1,51	0,226	0,074	0,067	0,036	0,142	0,126
В-1481	3,24	1,05	0,32	1,36	0,254	0,082	-	0,038	-	-

5.1. Текстуры и анизотропия модуля Юнга сплавов В-1480 и В-1481

Определение текстуры методом ОПФ дает количественную информацию об объемных долях всех ориентировок, которые соответствуют рефлексам, полученным на экспериментальных рентгенограммах. Это дает возможность вычислить величину модуля Юнга для α -твердого раствора сплавов в соответствующем направлении листа с помощью суммирования произведений нормированной полюсной плотности на модуль Юнга (3.1.) (табл. 5.2.).

На рис. 5.1. приведены рентгенограммы 1,4 мм листа сплава В-1480, полученные съемкой наборных образцов с плоскостью съемки, нормальной к НП, 45° и ПН в плоскости листа. Интенсивности рефлексов на этих рентгенограммах соответствуют текстуре $\{110\}\langle 112\rangle$ (текстура «латуни» - “Br-texture”). Идентификация текстуры с помощью съемки наборных образцов с плоскостью съемки, нормальной плоскости листа позволяет получить усредненные по сечению листа ОПФ, которые дают возможность рассчитывать анизотропию модулей Юнга и учитывать неоднородность фазового состава, обусловленную ориентационной зависимостью распада твердого раствора при термообработке.

Табл. 5.2. Полюсные плотности (hkl) рефлексов для ОПФ Д, 45° и П направлений листов сплавов В-1480 и В-1481.

Сплав	Направл.	(hkl)						
		(111)	(200)	(220)	(311)	(331)	(420)	(422)
		E_{hkl} , ГПа						
		76,1	63,7	72,6	69,0	73,6	69,1	72,6
		P_{hkl}						
В-1480	Д	0,26	0,13	0,12	0,17	0,27	0,19	5,86
	45°	0,18	2,52	0,14	0,39	1,98	1,26	0,52
	П	2,82	0,28	1,86	0,26	0,56	0,40	0,82
В-1481	Д	0,18	2,54	1,14	0,50	1,12	0,69	0,84
	45°	0,37	0,57	0,91	1,08	1,03	2,08	0,97
	П	0,42	0,57	1,04	0,52	1,34	1,58	1,54

По существу для решения поставленных задач нет необходимости идентифицировать тип текстуры листов, поскольку необходимы только величины полюсных плотностей в трех направлениях листа, которые приведены в табл. 5.2. для двух сплавов. Из табл. 5.2 видно, что листы сплава 1480 характеризуются текстурой $\{110\}<112>$, для которой характерно наличие текстурного максимума (112) на рентгенограмме для «НП (рис.5.1.а), максимума (111) на рентгенограмме «ПН» (рис.5.1.в) и максимума (200) на рентгенограмме «45°» (рис.5.1.б). В табл.5.2. этим текстурным максимумам соответствуют повышенные значения полюсных плотностей для соответствующих рефлексов. Для «45°» ОПФ кроме текстурного максимума (200) для текстуры $\{110\}<112>$ присутствуют дополнительные два максимума (420) и (331).

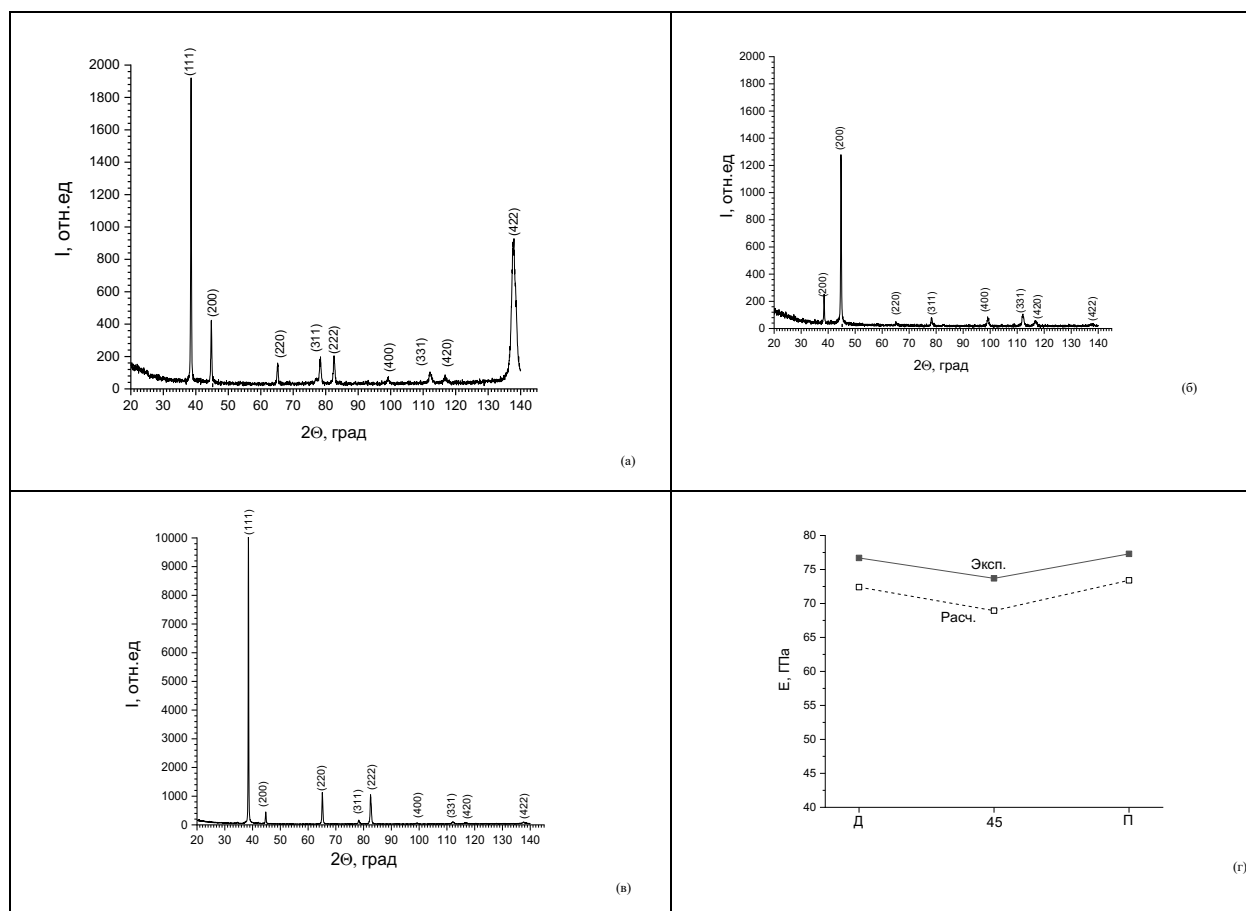
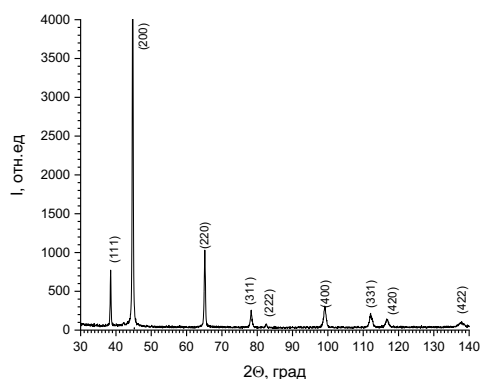


Рис.5.1. Рентгенограммы для сечений, нормальных направлениям Д (а), 45° (б) и П (в) и величины модулей Юнга, измеренные в тех же направлениях (г) для 1,4 мм листа сплава В-1480.

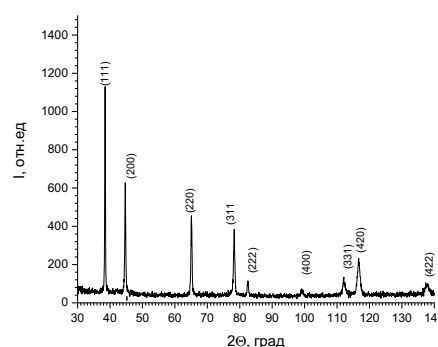
На рис.5.1.г приведены величины модуля Юнга в трех направлениях листа сплава В-1480. Максимальную величину модуля Юнга в поперечном направлении легко объяснить тем, что в этом направлении максимальная полюсная плотность соответствует направлению $\langle 111 \rangle$, которое характеризуется максимальным модулем Юнга (76,1 ГПа, табл.5.2.). В НП максимальная полюсная плотность соответствует направлению $\langle 112 \rangle$ (рис.5.1. г), которое характеризуется средней величиной модуля Юнга (72,6 ГПа). В 45° направлении повышенную полюсную плотность имеют несколько направлений, которые характеризуются средними и

низкими значениями модуля Юнга от 63,7 до 72,6 ГПа (табл.5.2.), поэтому в этом направлении модули Юнга минимальны (рис.5.1.г).

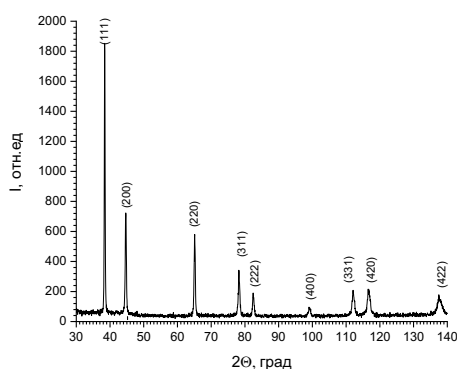
Сплав В-1481 характеризуется слабовыраженной многокомпонентной текстурой (рис.5.2.а-в), чему соответствует отсутствие анизотропии упругих модулей для листов этого сплава (рис.5.2.г).



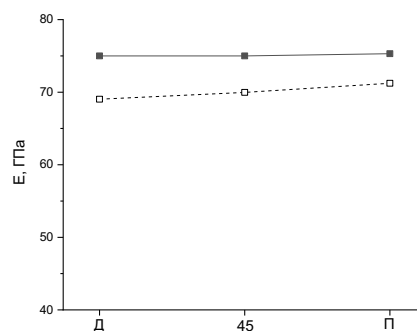
(а)



(б)



(в)



(г)

Рис.5.2. Рентгенограммы для сечений, нормальных направлениям Д (а), 45° (б) и П (в) и величины модулей Юнга, измеренные в тех же направлениях (г) для 1,4 мм листа сплава В-1481.

5.2. Фазовый состав и величина модуля Юнга для T_1 и δ' -фаз

Количество интерметаллидных фаз в сплавах определяли с помощью методики КФА [12], основанной на измерении периода решетки α -твердого раствора, оценки состава твердого раствора с помощью закона Вегарда и определении количества интерметаллидных фаз $T_1(Al_2CuLi)$ и $\delta'(Al_3Li)$ с помощью уравнений баланса химического и фазового состава. На рис. 5.3. приведены

зависимости количества интерметаллидных T_1 и δ' -фаз от измеренного периода решетки твердого раствора для каждого из 2-х сплавов, построенные с помощью этой методики. Эти зависимости четко коррелируются с составом сплавов. Количество δ' -фазы (Al_3Li) пропорционально содержанию лития в сплаве, а T_1 -фазы (Al_2CuLi) – содержанию меди.

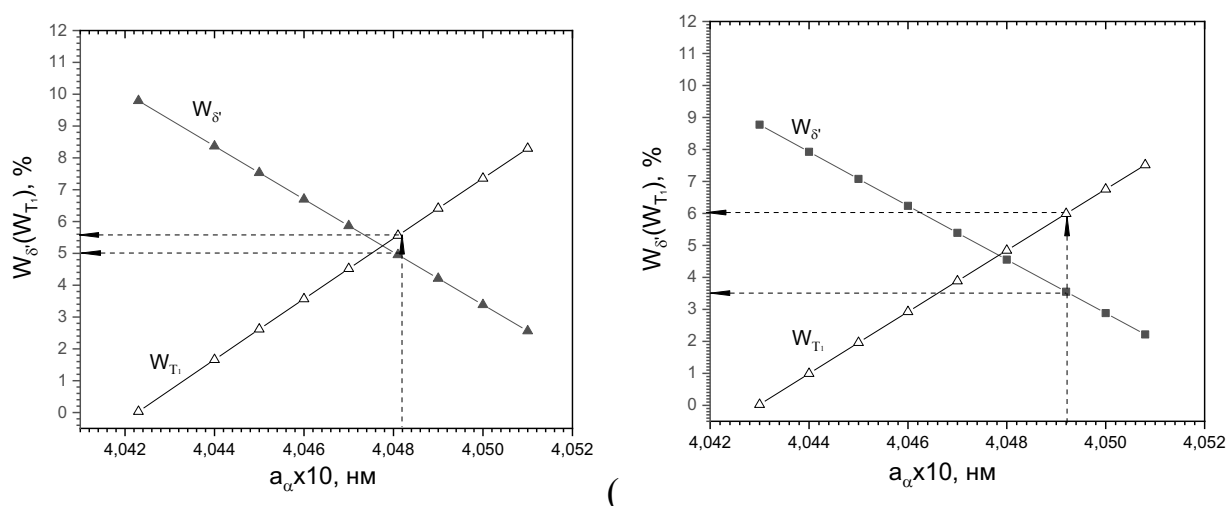


Рис.5.3. Зависимости количества T_1 и δ' -фаз (W_{T_1} и $W_{\delta'}$) в сплавах В-1480 (а) и В-1481 (б).

При этом учитывали, что различный уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций приводит к ориентационной зависимости распада твердого раствора, что приводит к вариациям периодов решетки, рассчитанных для разных рефлексов. В этой связи при оценке состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз проводили усреднение периодов решетки по всем ориентировкам с учетом относительного количества зерен каждой из этих ориентировок, т.е. их полюсной плотности (табл.5.2.). Такое усреднение осуществляли для каждого направления в листе и окончательную среднюю величину периода решетки для каждого сплава ($a_{сплав}^{cp}$) получали аналогично усреднению измеренных в тех же трех направлениях модулей упругости (3.3., 3.4.).

В табл.5.3. приведена схема расчета усредненных с учетом текстуры значений периодов решетки α -твердого раствора ($a_{Д(45,П)}$) для сечений, нормальных НП (45° ,

ПН) в соответствии с соотношением (3.3.) и средних значений периодов решетки ($a_{\text{сплав}}^{\text{ср}}$), вычисленных в соответствии с (3.4.). В табл.5.3. приведены результаты такого усреднения периодов решетки для каждого из двух сплавов, а также рассчитанные по методике КФА массовые доли δ' - и T_1 -фаз для каждого сплава. Кроме того, в табл.5.3. приведены средние экспериментальные и рассчитанные с учетом текстуры значения модулей Юнга для сплавов В-1480 и В-1481.

Такой достаточно сложный способ оценки периодов решетки α -твердого раствора обусловлен тем, что от точности этой оценки зависит точность определения фазового состава методом КФА. Неоднородность по сечению листа напряженно-деформированного состояния и различный уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций приводит к необходимости усреднения величин периодов решетки по сечению листа с помощью использования наборных образцов и количественной оценки текстуры в трех направлениях листа.

Табл.5.3. Величины периодов решетки и массовых долей δ' - ($W_{\delta'}$) и T_1 -фаз (W_{T_1}), средние экспериментальные и расчетные значения модулей Юнга для сплавов В-1480 и В-1481.

Сплав	Направ.	$a_{\text{д,45,П}}$	$a_{\text{ср.}}$	$W_{\delta'}$	W_{T_1}	$E_{\text{ср}}^{\text{эксп}}$	$E_{\text{ср}}^{\text{расч}}$
		Å		Мас. %		ГПа	
В-1480	Д	4,0476	4,0481	5,0	5,6	75,3	70,9
	45°	4,0485					
	П	4,0480					
В-1481	Д	4,0489	4,0492	3,5	6,0	75,1	70,0
	45°	4,0495					
	П	4,0489					

Расчеты модуля Юнга по уравнению (3.1.) с учетом текстуры (пунктирные линии на рис.5.1.г и 5.2.г) показали, что расчетные значения модулей Юнга существенно ниже, чем их экспериментальные значения, их средние величины (табл.5.3.) отличаются на 4,4 и 5,1 ГПа соответственно для сплавов В-1480 и В-1481. Эта разница обусловлена наличием интерметаллидных фаз, величины модулей Юнга которых превышают модули Юнга α -твердого раствора алюминия. Однако необходимо отметить, что разница между экспериментальными и рассчитанными значениями практически одинакова для всех трех направлений, т.е. сплошные и пунктирные линии однотипны и просто сдвинуты по оси ординат. Это свидетельствует о том, что модули Юнга интерметаллидов практически изотропны, что существенно упрощает процедуру оценки величины этих модулей.

Поскольку нам известны количества интерметаллидных фаз в каждом из сплавов можно исходя из разницы экспериментальных модулей Юнга для сплавов и рассчитанных значений для α -твердого раствора оценить величины модулей Юнга интерметаллидов. Расчеты осуществляли исходя из правила аддитивности по соотношению аналогичному (3.5.):

$$E_{cp}^{эксп} = (E_{cp}^{расч} W_{\alpha} + E_{\delta'} W_{\delta'} + E_{T_1} W_{T_1}) / 100 \quad (5.1.)$$

Значения модулей Юнга для интерметаллидов ($E_{\delta'}, E_{T_1}$) находили с помощью минимизации разницы между экспериментальными и расчетными значениями модулей Юнга. Результаты расчетов приведены на рис.5.4.

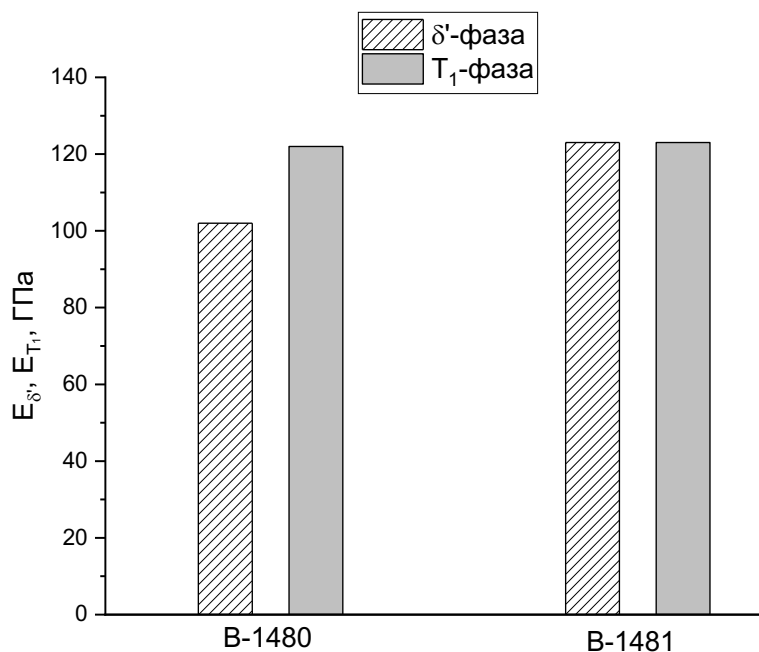


Рис.5.4. Величины модулей Юнга для интерметаллидных δ' - и T_1 -фаз ($E_{\delta'}$, E_{T_1}) сплавов В-1480 и В-1481.

До сих пор отсутствовали сведения о модулях Юнга интерметаллидов в сплавах с литием, однако их повышенные упругие свойства по сравнению с другими алюминиевыми сплавами связывали с большим количеством интерметаллидов в этих сплавах, обладающих более высокими значениями модулей Юнга по сравнению с твердым раствором алюминия. Соотношение (3.1) дает для бестекстурного алюминия величину модуля Юнга в 71,0 ГПа, при этом модули Юнга для δ' - и T_1 -фазы составляют 102 и 122 ГПа соответственно для сплава В-1480 и одинаковые значения 123 ГПа для обеих фаз в сплаве В-1481. Эти результаты подтверждают мнение [119], что в отличие от прочностных свойств, которые для T_1 -фазы в разы превосходят δ' -фазу, упругие свойства этих фаз близки.

5.3. Анизотропия механических свойств

На рис.5.5. и в табл.5.4. приведены механические свойства сплавов при испытании на растяжение в трех направлениях и средние значения этих свойств, рассчитанные из уравнения (2.2). Из табл. 5.4. видно, что средние значения

прочностных свойств выше у сплава В-1480. Это можно объяснить большим содержанием основных легирующих элементов в сплаве В-1480 (табл.5.1.). При этом средние значения предела текучести и прочности различаются соответственно на 30 и 23 МПа (табл. 5.4.), в то время как предел текучести в направлении прокатки в сплаве В-1480 выше, чем в сплаве В-1481 на 77 МПа, а в 45°-ном направлении пределы текучести сплавов совпадают. Это является следствием того, что листы сплава В-1480 обладают выраженной анизотропией, при которой предел текучести и прочности в 45°-ном направлении существенно меньше, а величина относительного удлинения в 45°-ном направлении выше, чем в ПН и особенно в НП.

Табл.5.4. Механические свойства на растяжение сплавов В-1480 и В-1481.

Сплав	$\sigma_{0,2}$ (МПа)				σ_B (МПа)				δ (%)			
	НП	45	ПН	Ср.	НП	45	ПН	Ср.	НП	45	ПН	Ср.
1480	560	470	530	508	590	510	560	543	9,0	15,8	13,2	13,4
1481	480	470	480	475	510	520	530	520	12,5	12,2	11,3	12,1

На рис. 5.6. приведены значения КПА, рассчитанные по соотношению (2.1), которые демонстрируют существенную разницу анизотропии механических свойств 1,4 мм листов сплавов. Видно, что величины КПА для сплава В-1480 более, чем в 5 раз превышают эти величины для сплава В-1481. Эта разница обусловлена различием текстур листов сплавов. На рис.5.7. приведены величины полюсных плотностей рефлексов α -твердого раствора, полученных из ОПФ для трех направлений листов сплавов.

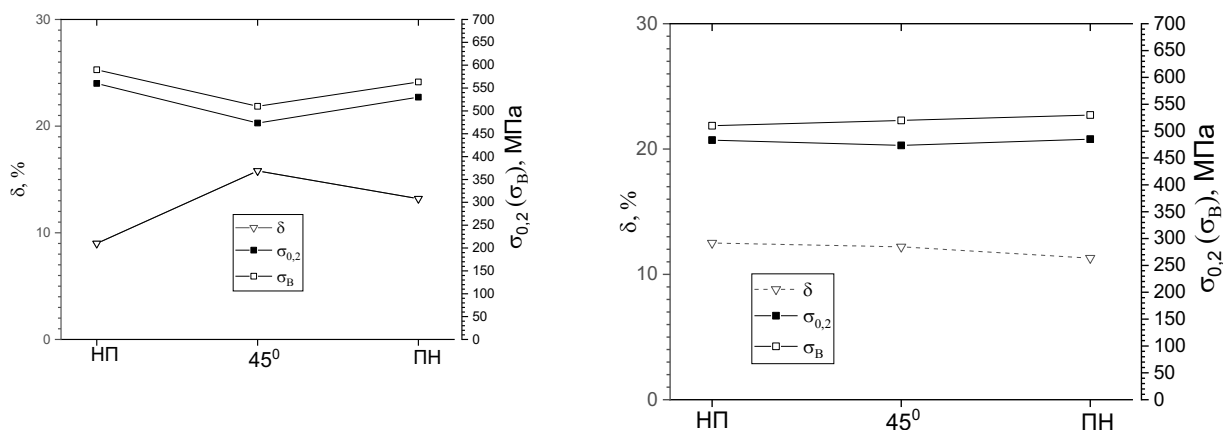


Рис.5.5. Механические свойства на растяжение сплавов В-1480 и В-1481.

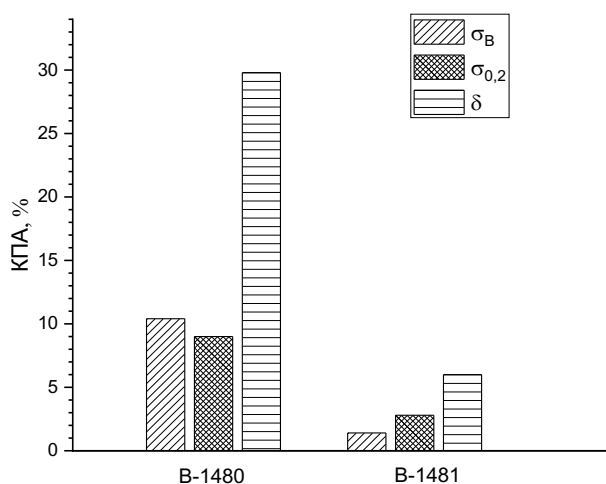


Рис.5.6. Коэффициенты плоскостной анизотропии (КПА) для пределов прочности, пределов текучести и относительного удлинения для сплавов В-1480, и В-1481.

Для сплава В-1480 (рис.5.7.а) максимальная полюсная плотность в направлении прокатки соответствует рефлексу (422), а в поперечном направлении рефлексу (111). Это соответствует текстуре типа «латуни» $\{011\}\langle 112\rangle$, при этом в 45° -ном направлении повышенную полюсную плотность имеют рефлексы (331) и (420). Для сплава В-1481 (рис.5.7.б) характерно отсутствие выраженной текстуры.

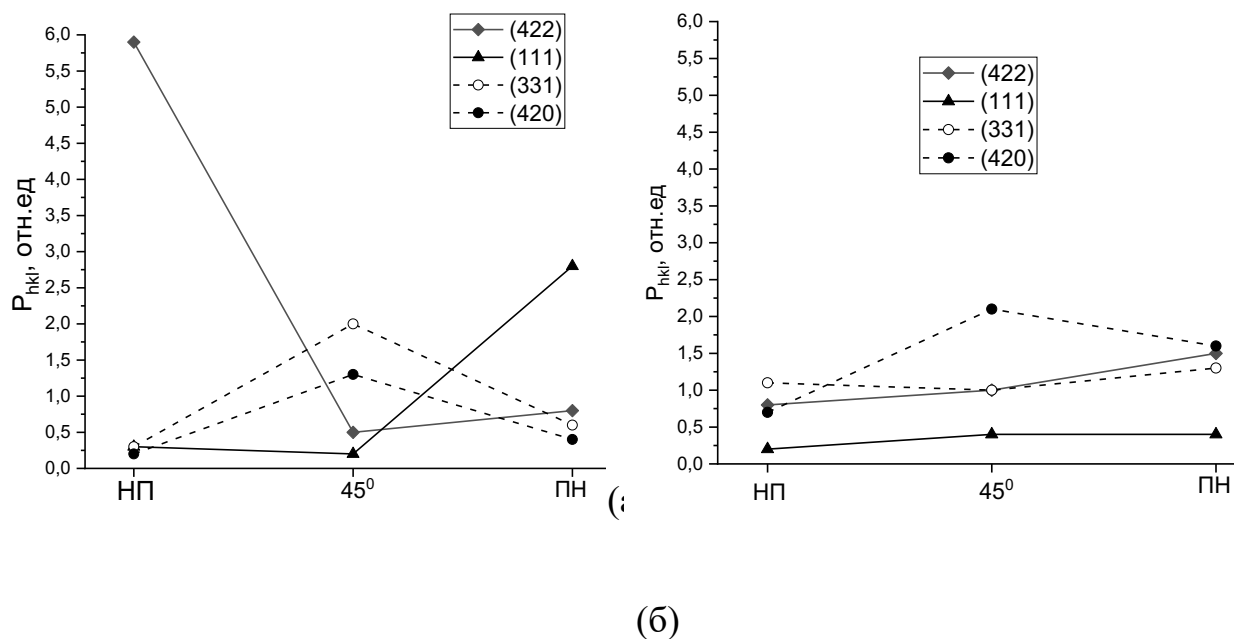


Рис.5.7. Полюсные плотности рефлексов (422), (111), (331), 420) на ОПФ для НП, 45° и ПН 1,4 мм листов сплавов В-1480 (а) и В-1481 (б).

Для интерпретации анизотропии прочностных свойств использовали расчеты факторов Закса, которые являются обратными значениями факторов Шмида для системы октаэдрического скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$.

$$M_{cp}^x = \frac{1}{n} \sum_{hkl}^n P_{hkl}^x M_{hkl} \quad (5.2.)$$

Где: n – число (hkl) рефлексов ($n=7$); x =НП, 45 и ПН; P_{hkl}^x – полюсная плотность рефлекса (hkl) на ОПФ для направлений, составляющим угол 0, 45 и 90град. к направлению прокатки (x =НП, 45°,ПН); $M_{hkl} = 1 / \Phi_{hkl}$; Φ_{hkl} – фактор Шмида для скольжения по системе $\{111\}\langle 110\rangle$ для ориентаций оси нагружения, соответствующих нормалям к плоскостям (hkl) ;

Расчет ориентационных факторов Закса на основании соотношения (5.2.) приведен в табл.5.5. и 5.6. для сплавов В-1480 и В-1481 соответственно. Для сплава В-1480 максимальный фактор Закса соответствует поперечному направлению ($M_{cp}^{ПН} = 2,90$), а минимальный 45°-ному направлению ($M_{cp}^{45} = 2,36$). Фактор Закса

в направлении прокатки незначительно превосходит 45°-ое направление ($M_{cp}^{HP} / M_{cp}^{45} = 1,04$)), в то время как в поперечном направлении направление это отношение составляет 1,23 (табл.5.5.). Сопоставление этих величин, рассчитанных из текстурных данных с отношениями пределов текучести ($\sigma_{0,2}^x / \sigma_{0,2}^{45}$) в соответствующих направлениях показывает, что минимальный предел текучести также как и минимальный фактор Закса соответствует 45°-ному направлению. Однако при этом отношение пределов текучести в НП и 45°-ном направлении составляет 1,18, а в ПН только 1,12, тогда как для факторов Закса это отношение было выше в ПН.

Табл.5.5. Схема расчета ориентационных факторов Закса для листа сплава В-1480 для системы скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$.

$\{111\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$		
hkl	M_{hkl}	x=НП	x=45°	x=ПН	x=НП	x=45	x=ПН
111	3,67	0,26	0,18	2,82	2,47	2,36	2,90
200	2,45	0,13	2,52	0,28			
220	2,45	0,12	0,14	1,86	M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
113	2,24	0,17	0,39	0,26	1,04	1,00	1,23
331	2,34	0,27	1,98	0,56			
420	2,04	0,19	1,26	0,4	$\sigma_{0,2}^x / \sigma_{0,2}^{45}$		
422	2,44	5,86	0,52	0,82	1,18	1,00	1,12

Табл.5.6. Схема расчета ориентационных факторов Закса для листа сплава В-1481
для системы скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$.

$\{111\}\langle 110 \rangle$		P_{hkl}^x			$M_{cp}^x = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^{n=7} P_{hkl}^x M_{hkl}$		
hkl	M_{hkl}	x=НП	x=45°	x=ПН	x=НП	x=45°	x=ПН
111	3,67	0,26	0,18	2,82	2,41	2,35	2,40
200	2,45	0,13	2,52	0,28			
220	2,45	0,12	0,14	1,86	M_{cp}^x / M_{cp}^{45}		
113	2,24	0,17	0,39	0,26	1,03	1,00	1,02
331	2,34	0,27	1,98	0,56			
420	2,04	0,19	1,26	0,4	$\sigma_{0,2}^x / \sigma_{0,2}^{45}$		
422	2,44	5,86	0,52	0,82	1,02	1,00	1,03

Такое несоответствие может быть связано с наличием интерметаллидных частиц, анизотропия которых отличается от анизотропии α -твердого раствора. Такое объяснение возможно несмотря на то, что количество интерметаллидов существенно меньше по сравнению с α -твердым раствором. Однако прочность интерметаллидов, в особенности T_1 -фазы значительно выше, чем у α -твердого раствора и поэтому вклад интерметаллидных фаз может существенно превышать их объемную долю. Однако в работе [120] на сплавах той же системы легирования 1441, В-1461 и В-1469 было показано, что для текстуры α -твердого раствора типа «латуни», которая воспроизводится также и для когерентной δ' -фазы, анизотропия δ' -фазы не дает преимущества для НП и ПН направлений, и при этом характеризуется максимальной прочностью в 45°-ном направлении, что противоречит анизотропии пределов текучести.

Кроме того, было показано [120], что T_1 -фаза не может быть причиной аномальной анизотропии сплавов с текстурой «латуни», поскольку максимальная аномалия пределов текучести была обнаружена в сплаве 1441, в котором количество этой фазы минимально (<1%). Повышенную прочность в направлении прокатки по сравнению с ПН можно объяснить эффектом Холла-Петча, поскольку эффективный размер зерна при нагружении в НП существенно ниже, чем в ПН вследствие

вытянутости зерен в направлении прокатки. Для сплава В-1481 (табл.5.6.) расчетные отношения факторов Закса и отношения экспериментальных пределов текучести близки, однако это не является свидетельством того, что для этого сплава характер анизотропии отличается. Это связано с тем, что листы этого сплава не обладают выраженной текстурой, а следовательно анизотропией и отношения факторов Закса и пределов текучести близки к единице. Интерес представляет выяснение причин такого радикального различия текстур в листах сплавов одинаковой толщины и близких составов.

Полученные в работе результаты демонстрируют важную роль текстуры и связанной с ней анизотропии механических свойств для сплавов системы Al-Cu-Li. На рис.5.8. приведено сопоставление прочностных свойств сплавов В-1480 и В-1481 в зависимости от направления в плоскости листа.

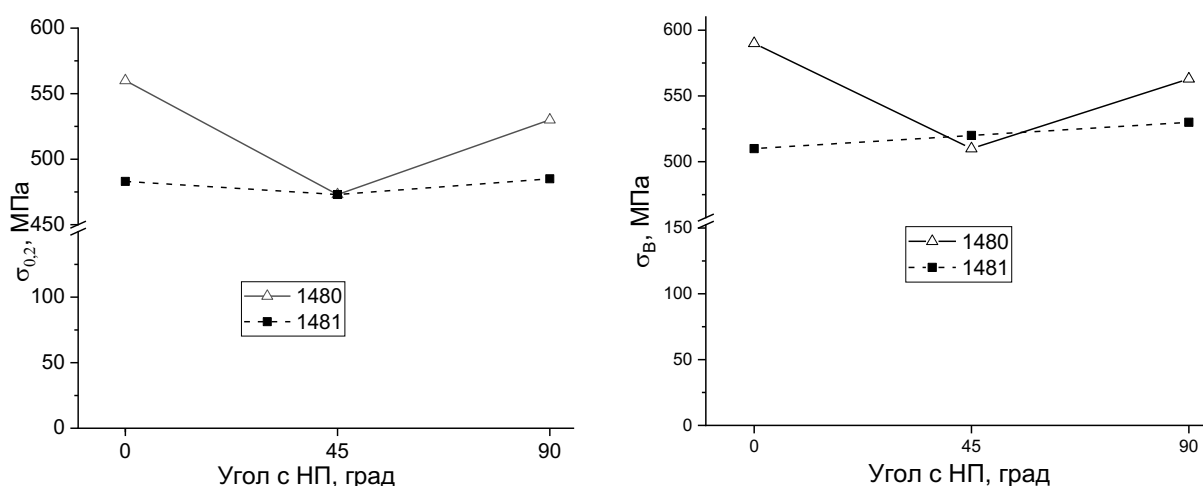
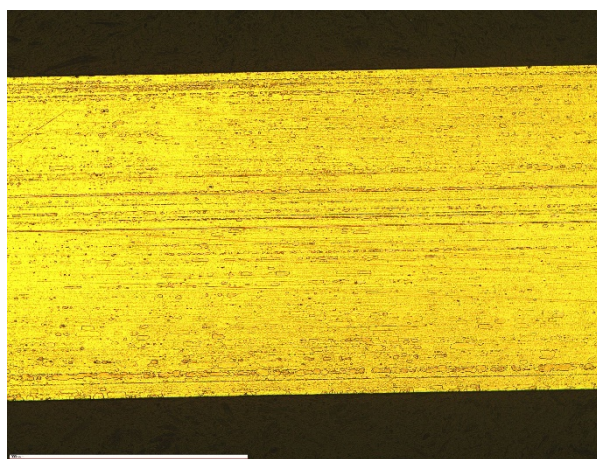


Рис.5.8. Величины пределов текучести (а) и прочности (б) сплавов В-1480 и В-1481.

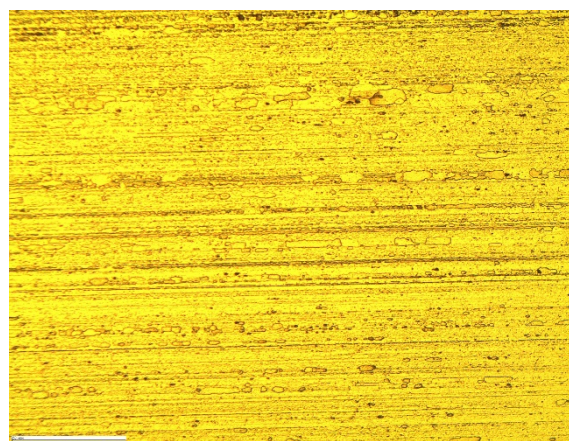
Средние значения пределов текучести и прочности для сплава В-1480 выше, чем в сплаве В-1481 соответственно на 33 и 23 МПа (табл.5.4), однако минимальные значения как текучести, так и прочности совпадают, соответственно 470 и 510 МПа. Важно также отметить, что средние значения прочностных свойств не отражают реальной разницы показателей прочности, которые рассчитывались с учетом

результатов испытаний в 45° -ном направлении, которые не используются на практике. Для испытаний в ПН эта разница выше, соответственно 50 и 30 МПа, а для испытаний в НП эта разница составляет 80 и 80 МПа. В большинстве случаев используют испытания в ПН, для которых разница пределов текучести 50 МПа. Даже для высокопрочных алюминиевых сплавов эта разница достаточно большая. Главная проблема заключается в том, что для текстурированных листов, а таких большинство, минимальные значения прочности соответствуют 45° -ному направлению, для которого испытания не проводятся. Так для сплава В-1480 предел текучести в ПН равен 530 МПа и эта величина войдет в его паспортные данные, при том, что минимальный предел текучести в 45° -ном направлении 470 МПа.

Таким образом, наличие текстуры в листах сплавов Al-Cu-Li приводит к сильной анизотропии, которая приводит в значительному снижению минимальных прочностных свойств, величину которых нельзя оценить из стандартной схемы испытаний. Возникает вопрос каким образом можно избежать формирования выраженной текстуры. Для ответа на этот вопрос необходимо провести исследования формирования текстуры на различных технологических этапах.



x50 (a)



x100 (б)

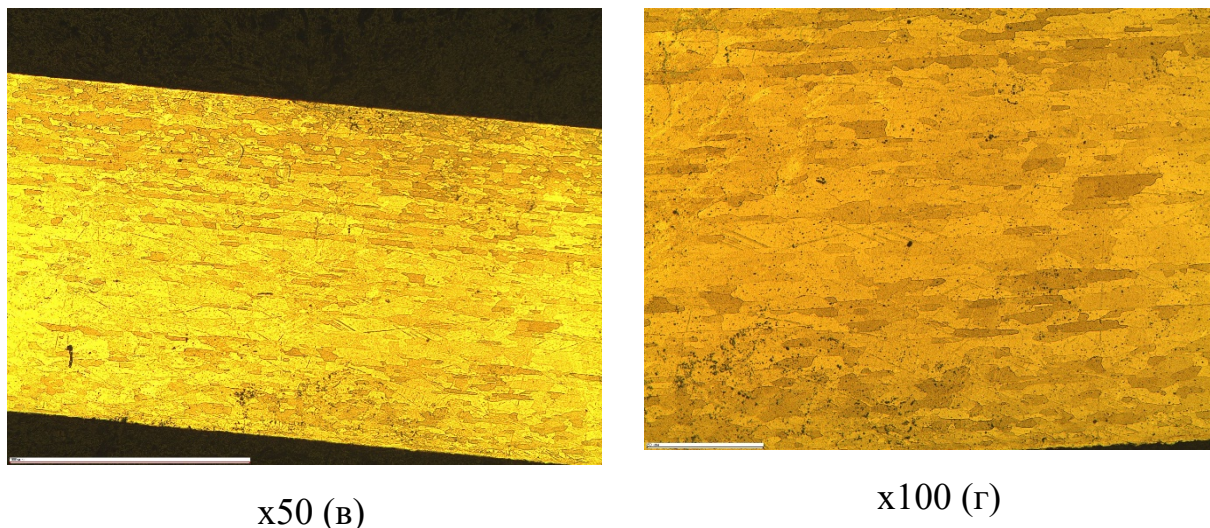


Рис.5.9. Микроструктура продольного сечения сплавов В-1480 (а, б) и В-1481 (в, г)

Таким образом, наличие текстуры в листах сплавов Al-Cu-Li-Ag приводит к сильной анизотропии, которая приводит в значительному снижению минимальных прочностных свойств, величину которых нельзя оценить из стандартной схемы испытаний. На рис. 5.9. приведены микроструктуры продольных сечений листов сплавов В-1480 и В-1481, которые свидетельствуют о том, что в листах сплава В-1481 в отличие от В-1480 произошла рекристаллизация, которая явилась причиной отсутствия анизотропии листов сплава В-1481. При этом, видна неоднородность рекристаллизованной микроструктуры по сечению листа, которой соответствует текстурная неоднородность. В поверхностных слоях листа степень рекристаллизации почти 100%, при этом размер зерна меньше, чем в средних сечениях, где степень рекристаллизации существенно меньше, т.е. на поверхности выше скорость образования зародышей рекристаллизации, что ограничивает размер зерен.

При этом на поверхности формируется интенсивная кубическая текстура, которая является типичной текстурой рекристаллизации и которая дает сильную анизотропию свойств в плоскости листа. Однако в средних слоях сохраняется текстура прокатки в результате чего усредненная по сечению листа ориентировка кристаллитов близка к бестекстурному состоянию, что обуславливает изотропию упругих и прочностных свойств листов сплава В-1481.

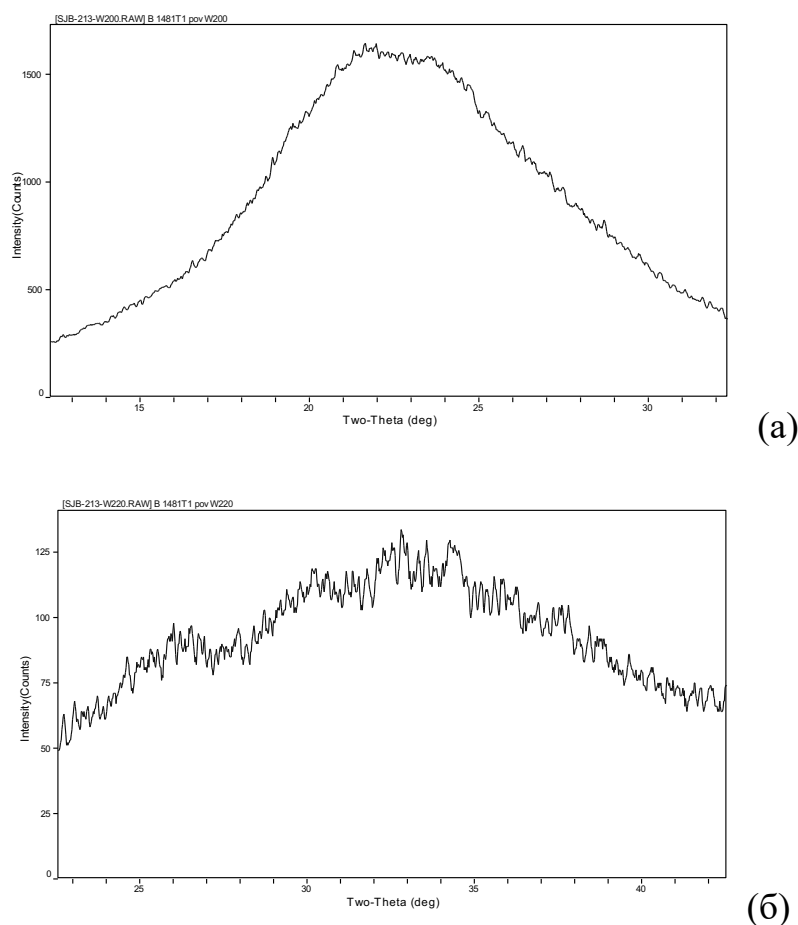


Рис.5.10. Кривые качания для рефлексов (200) –(а) и (220) –(б) сплава В-1481.

Важно отметить особенности субструктуры рекристаллизованного сплава В-1481, которая обеспечивает высокий уровень прочностных свойств. На рис.5.10 приведены кривые качания для этого сплава, которые демонстрируют не свойственный рекристаллизованному материалу высокий уровень разориентировки субзерен, которые не дают резких пиков на кривых качания, характерных для рекристаллизованного материала, в котором формируются достаточно крупные субзерна с неискаженной структурой. Аналогичные кривые качания получили для листов после закалки, что свидетельствует о том, что градиентная частично рекристаллизованная структура сформировалась скорее всего в процессе прокатки. Этой проблеме необходимо уделить серьезное внимание, поскольку для алюминий-литиевых сплавов полученный результат указывает на возможно наиболее

эффективный способ получить высокопрочный и при этом изотропный полуфабрикат.

5.4. Выводы по главе 5

1. В листах сплава В-1480 системы Al-Cu-Li-Ag формируется текстура $\{110\}<112>$ -типа латуни, обуславливающая анизотропию модуля упругости: максимальные значения в поперечном направлении листа, и минимальное в 45-градусном направлении листа.
2. В листах сплава В-1481 формируется слабовыраженная многокомпонентная текстура, при этом величина модуля Юнга в этом листе практически не отличается в долевом, поперечном и 45- градусном направлениях листа.
3. На основе оценки методом КФА количества интерметаллидных фаз в сплавах и разницы между экспериментальными значениями модулей Юнга сплавов и расчетными значениями для твердого раствора оценены модули Юнга интерметаллидов, которые составили 102 и 123 ГПа для фазы δ' –фазы, 122 и 123 ГПа для T_1 -фазы, соответственно для сплавов В-1480 и В-1481.
4. Исследование фазового состава, кристаллографической текстуры и анизотропии механических свойств при растяжении 1,4 мм листов из сплавов В-1480 и В-1481 показало, что в листах сплава В-1480 формируется интенсивная текстура типа «латуни» $\{110\}<112>$.
5. Сплав характеризуется выраженной анизотропией механических свойств, при этом максимальные показатели пределов текучести и прочности соответствует направлению прокатки и составляют 560 и 590 МПа соответственно, а минимальные показатели соответствуют 45°-ному направлению и составляют 470 и 510 МПа.
6. В сплаве В-1481 формируется слабо выраженная текстура и соответственно практически отсутствует анизотропия пределов текучести и прочности, которые составляют в направлении прокатки 480 и 510 МПа соответственно, а в 45°-ном направлении 470 и 520 МПа.

7. Расчеты факторов Закса из текстурных данных для сплава В-1480 показали, что минимальные значения этих показателей, также как и показателей прочности соответствуют 45° -ному направлению, но факторы Закса выше в поперечном направлении, тогда как прочностные свойства выше в направлении прокатки.
8. Прочностные показатели в НП и ПН сплава В-1480 значительно выше, чем для сплава В-1481, однако минимальные показатели для обоих сплавов одинаковые за счет низких прочностных свойств текстурированного сплава В-1480 в 45° -ном направлении.
9. В листах сплава В-1481 формируется частично рекристаллизованная структура, характеризующаяся текстурным градиентом по сечению листа, в результате чего усредненная по сечению ориентировка кристаллитов близка к бестекстурному состоянию, что обуславливает изотропию упругих и прочностных свойств листов сплава.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Исследовали текстуру, фазовый состав и анизотропию упругих и механических свойств в листах сплавов системы Al-Cu-Li 1441, В-1461 и В-1469 и сплавов В-1480 и В-1481 системы Al-Cu-Li-Ag.
2. В сплавах 1441, В-1461, В-1469 и В-1480 формируется текстура $\{110\}\langle 112\rangle$ типа латуни с расположением направления $\langle 111\rangle$ в поперечном прокатке направлении.
3. Текстура латуни определяет анизотропию модуля Юнга всех четырех сплавов с максимальной величиной модуля Юнга в поперечном прокатке направлении, в котором расположено направление $\langle 111\rangle$ ГЦК-решетки алюминия с максимальным модулем Юнга, а минимальное значение модуля Юнга соответствует 45° направлению, с которым совпадают кристаллографические направления с низкими и средними значениями модуля Юнга.
4. В листах сплава В-1481 формируется слабовыраженная многокомпонентная текстура, при этом величина модуля Юнга в этом листе практически не отличается в долевым, поперечном и 45° - градусном направлениях листа.
5. С помощью методики количественного фазового анализа установлено, что усредненная по трем направлениям в листе величина модуля Юнга пропорциональна суммарному количеству интерметаллидов δ' (Al_3Li) и $\text{T}_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$, при этом увеличение количества интерметаллидов происходит в основном за счет δ' -фазы.
6. Впервые определены значения модуля Юнга интерметаллидов δ' (Al_3Li) и $\text{T}_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ в сплавах системы Al-Cu-Li. В отличие от прочностных характеристик, которые существенно выше для T_1 -фазы величины модулей Юнга δ' - и T_1 -фаз близки и составляют 93–123 ГПа для δ' -фазы и 115-123 ГПа для T_1 -фазы могут быть использованы для прогнозирования модулей Юнга разрабатываемых сплавов системы Al-Cu-Li со сбалансированными упругими и прочностными свойствами.

7. Исследование закономерностей анизотропии механических свойств листов сплавов с текстурой «латуни» (1441, В-1461, В-1469 и В-1480) показало, что минимальные значения пределов текучести и прочности и максимальные значения относительного удлинения получены в 45° -ном направлении. В сплаве В-1481 со слабо выраженной текстурой практически отсутствует анизотропия механических свойств.
8. Сопоставление расчетных величин факторов Закса с экспериментом показало, что эти расчеты объясняют минимум прочности в 45° -ном направлении, но дают завышенные значения прочности для поперечного и заниженные для продольного направлений.
9. Показано, что разницу с экспериментом нельзя интерпретировать на основе влияния упорядоченной по типу $L1_2$ δ' -фазы и T_1 -фазы с гексагональной решеткой, но можно объяснить с позиций закона Холла-Петча, согласно которому прочность обратно пропорциональна размеру зерна, поэтому для продольных образцов эффективный размер зерна существенно меньше, чем для поперечных, что дает более высокую прочность в этом направлении.
10. Пределы текучести в НП и ПН сплава В-1480 значительно выше, чем для сплава В-1481 (560 и 480 МПа в НП и 530 и 480 МПа в ПН), однако минимальные показатели для обоих сплавов одинаковые 470 МПа в 45° -ном направлении.

Список литературы

1. Abd El-Aty A, Xu Y, Zhang SH, Ma Y, Chen DY. Experimental investigation of tensile properties and anisotropy of 1420, 8090 and 2060 Al-Li alloys sheet undergoing different strain rates and fibre orientation: a comparative study // *Procedia Eng.* 2017. V. 207. P. 13–18.
2. Vasudévan A.K., Przystupa M.A., Fricke W.G. Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys // *Materials Science and Engineering A.* 1996. V. 208. P.172–180.
3. Betsofen S.Y., Antipov V.V., Knyazev M.I. Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys: phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties (Review) // *Russ Metall.* 2016. V. 2016. P. 326–341.
4. Rioja R, Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications // *Metallurgical and materials transactions.* 2012. V.43. P. 3325–3337.
5. Lavernia E.J., Srivatsan T.S., Mohamed F.A. Strength, deformation, fracture behaviour and ductility of aluminium-lithium alloys // *Journal of Materials Science.* 1990. V. 25. P. 1137–1158.
6. Rao K.T., Ritchie R.O. Fatigue of aluminium-lithium alloys // *International materials reviews.* 1992. V. 37. P. 153–186.
7. Wanhill R.J., Bray G.H. Aerostructural design and its application to aluminum-lithium alloys // *Aluminum-lithium alloys.* 2014. p. 27–58.
8. [12] Magnusen P.E., Mooy D.C., Yocum L.A., Rioja R.J. Development of high toughness sheet and extruded products for airplane fuselage structures // *13th International conference on aluminum alloys.* 2012. V. 13. P. 535-540.
9. Zakharov V.V. Some problems of the use of aluminum-lithium alloys // *Metal Science and heat treatment.* 2003. V. 45. P. 49–54.
10. Khokhlatova L.B., Kolobnev N.I., Oglovkov M.S., Mikhaylov E.D. Aluminum-lithium alloys for aircraft building // *Metallurgist.* 2012. V. 56. P. 336–341.
11. Kashyap B.P., Chaturvedi M.C. Stain anisotropy in AA8090 Al–Li alloy during high temperature deformation // *Materials science and engineering.* V. 281. P. 88–95.

12. Qin H., Zhang H., Wu H. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195–T8 Al-Li alloy // Materials science and engineering. V. 625. P.322–329.
13. Sverdlin A., Drits A., Krimova T., Sergeev K., Ginko I. Aluminium–lithium alloys for aerospace. Adv Mater Process 1998;153(6):49–51.
14. Ekvall, J.C., Rhodes, J.E., Wald, G.G. Methodology for evaluating weight savings from basic material properties // ASTM International. 1982. P. 761.
15. Adam C.M. Structure/ property relationships and applications of rapidly solidified aluminum alloys. MRS online proceedings library. 2011. V. 8. P. 411–422.
16. Gupta R.K., Nayan N., Nagasireesha G., Sharma S.C. Development and characterization of Al-Li alloys // Materials science and engineering. V. 420. P. 228–234.
17. Criner C. Aluminum base alloy // U.S. Patent No. 2,784,126. Issued March 5, 1957.
18. I.N. Fridlyander, N.V. Shiryayeva, S.M. Ambartsumyan, T.A. Gorokhova, R.M. Gabidullin, US Patent No. 1,172,736 (1969).
19. [Starke E. A. Historical development and present status of aluminum-lithium alloys // Aluminum-lithium Alloys. 2014. P. 3–26.
20. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // Materials and design. 2014. P. 862–871.
21. 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 // 13th International Conference on Aluminum Alloys. 2016. P. 587-592
22. Noble B., Bray S.E., On the $\alpha(\text{Al})/\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$. Metastable solvus in Al-Li alloys // Acta Materialia. 1998. V. 46. P. 6163-6171.
23. Prasad N.E., Ramachandran T.R. Chapter 3 – Phase Diagrams and Phase Reactions in Al–Li Alloys // Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties and Applications. 2014. P. 61-97.

24. Ma Y., Zhou X., Thompson G.E., Hashimoto T., Thomson P., Fowles M. Distribution of intermetallics in an AA 2099-T8 aluminium alloy extrusion // *Materials Chemistry and Physics*. 2011. V. 126. 46–53.
25. Muñoz-Morris M.A., Morris D.G. Severe plastic deformation processing of Al–Cu–Li alloy for enhancing strength while maintaining ductility // *Scripta Materialia*. 2010. V. 63. P. 304–307.
26. M.A. Muñoz-Morris M.A., Morris D.G. Microstructure control during severe plastic deformation of Al–Cu–Li and the influence on strength and ductility // *Materials Science and Engineering*. 2011. A. 528. P. 3445–3454.
27. Hongying L., Tang Y., Zeng Z., Zheng Z. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al–Cu–Li–Zn–Mg–Mn–Zr alloy // *Materials Science and Engineering*. 2008. A. 498. P. 314–320.
28. Yoshimura R., Konno T., Abe E., Hiraga K. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al–Li–Cu alloys: the θ' and T1 phases // *ActaMaterialia*. 2003. V. 51. P. 4251–4266.
29. Dorin T., Deschamps A., De Geuser F., Sigli C.. Quantification and modelling of the microstructure/strength relationship by tailoring the morphological parameters of the T₁ phase in an Al–Cu–Li alloy // *ActaMaterialia* 2014. V. 75. P. 134–146.
30. Srivatsan T.S., Lavernia E., Eswara Prasad N., Kutumbarao V.V. Quasi-static strength, deformation, and fracture behavior of aluminum-lithium alloys // *Aluminum-lithium alloys*. 2014. P. 305–339.
31. Satya Prasad K., Eswara Prasad N., Gokhale A. Microstructure and precipitate characteristics of aluminum-lithium alloys // *Aluminum-lithium alloys*. 2014. P. 99–131.
32. Lavernia E. J., Grant N.J. Aluminium-lithium alloys // *Journal of materials science*. 1987. V. 22. P. 1521–1529.
33. Ashton R.F., Thompson D.S., Gayle F.W. The effect of processing on the properties of Al–Li alloys // *Aluminum alloys their physical and mechanical properties*. 1986. P. 403–417.

34. Furukawa M., Miura Y., Nemoto M. Strengthening mechanisms in Al-Li alloys containing coherent ordered particles // Transactions of the Japan Institute of metals. 1985. V. 26 P. 230–235.
35. Furukawa M., Miura Y., Nemoto M. Arrangement of deformation induced dislocations in aged Al-Li alloys // Transactions of the Japan Institute of metals. 1985. V. 26. P. 225–299.
36. Вассерман, Г., Гривен И. Текстуры металлических материалов // М.: Металлургия. 1969. С. 654.
37. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов Al-Cu-Li и Al-Mg-Li // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 10-26.
38. El-Aty A.A., Yong X., Guo X., Zhang S.H., Ma Y., Chen D. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review // Journal of Advanced Research. 2018. V. 10. P. 49–67.
39. Contrepois Q., Maurice C., Driver J.H. Hot rolling textures of Al–Cu–Li and Al–Zn–Mg–Cu aeronautical alloys: Experiments and simulations to high strains // Materials Science and engineering. 2010. A. 527. P. 7305–7312.
40. Trinca M., Avaliano A.A., Garmestani H., Foyos J. Effect of orientation on the mechanical properties and crystallographic texture of 2195 aluminum-lithium alloy // Materials science forum. 2000. V. 331 P. 749–758.
41. Mishra S., Suresh M., More A.M. , Bisht A. , Nayan N., Suwas S. Texture control to reduce yield strength anisotropy in the third generation aluminum-copper-lithium alloy: Experiments and modeling // Materials Science and Engineering: 2021. V. 799.
42. Kamijo T.C., Sekine. K. On the mechanism of texture transition in FCC metals // metallurgical transactions. 1970. V.1. P. 1287–1292.
43. Truszkowski W., Krol J., Major B. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals // Metallurgical Transactions A. 1980 V. 11. P.749–758.

44. Wu C.H., Li H., Lei C., Zhang D., Bian T.J., Zhang L.W. Origin and effect of anisotropy in creep aging behavior of Al-Cu-Li alloy // Journal of materials research and technology. 2023. V. 26. P. 3368–3382.
45. Zhang H., Li H., Wenfei P., Zhenru J., Kai M., Longfei L., Shao Y., Lihua Z. Effect of applied stress level on anisotropy in creep-aging behavior of Al–Cu–Li alloy // Journal of materials research and technology. 2023. V.27. P. 4390–4402.
46. Gongshu Z., Hongying L., Dong J., Xinhan B., YongY., Ziqiao Z. Effect of microstructural inhomogeneity on mechanical anisotropy of Al–Cu–Li alloy plate // Journal of materials research and technology. 2024. V. 29. P.634–643.
47. Данилов С.В., Резник П.Л., Лобанов М.Л., Головнин М.А., Логинов Ю.Н. Влияние горячей прокатки на анизотропию механических свойств алюминиевого сплава 6061. // Вестник ЮУрГУ. 2017. Т. 17. С. 73–80.
48. Xi Wang, Zhusheng Shi, Chaoyang Sun, Jianguo Lin. Investigation of anisotropy evolution of an aluminium-lithium alloy with increasing pre-deformation in creep age forming // Materials Characterization // 2023. V.206. 113378
49. Examilioti T.N., Wenya L, Kashaev N., Ventzke V., Klusemann B, Tiryakioglu M, Alexopoulos N.D. On anisotropic tensile mechanical behavior of Al-Cu-Li AA2198 alloy under different ageing conditions // Journal of Materials Research and Technology. 2023. V. 24. P. 895–908.
50. El-Aty A. A., Ha S., Hou Y., Xu Y., Zhang S.H., Liang-Liang X., Ahmed Mohamed M.Z. Characterization and constitutive analysis-based crystal plasticity of warm flow and fracture behaviours of 2060 Al-Cu-Li alloy // Journal of Materials Research and Technology. 2023. V. 26. P. 1624–1648.
51. Nanhui P., Lihua Z., Yongqian X., Yongqian X., Bolin M., Chen K., Haobo R. Anisotropy in creep-aging behavior of Al-Li alloy under different stress levels: experimental and constitutive modeling // Journal of Materials Research and Technology 2022. V. 20. P. 3456- 3470.
52. Фридляндер Н.И., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. // Научная думка. 1992. С. 192.

53. Л.Л.Рохлин, Т.В.Добаткина. Особенности многокомпонентных диаграмм состояния алюминиево-литиевых сплавов. , Техн.легких сплавов. 1999, №5, с.17-23.
54. Gudladt H.J., Lendvai J., Schneider J. Precipitation strengthening and its influence on the mechanical behaviour of cyclically deformed Al-Li alloys // *Acta metallurgica*. 1987. V.37. P. 3327-3333.
55. Humphreys F.J., Kalu P.N. Dislocation-particle interactions during high temperature deformation of two-phase aluminium alloys // *Acta metallurgica*. V.12. P. 2815-2829
56. Chung H.J., Yamada K., Miura Y. The effect of Sc on the formation and growth of PFZ in Al-Li alloys // *Materials Science Forum* 2000. V. 331. P.1037-1042.
57. Sato K., Sakamoto T., Sawa Y. AA8090 Al-Li alloy // *Materials Science Forum* 2000. V.331-337. P. 817-822.
58. Давыдов В.Г., Бер Л.Б., Самарина М.В., Барабаненков Ю.А., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Возможность улучшения технологической пластичности при холодной деформации отожженных алюминиевых сплавов, содержащих литий // *Технология легких сплавов*. 1996. №. 5. С. 26-32.
59. Жегина И.П., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Способность к торможению разрушения сплавов Al с литием в зависимости от структурных и технологических факторов // *Технология легких сплавов*. 1999. №. 5. С.11-16.
60. Елагин В.И., Орозов А.И., Щеглова Н.М., Тарасов В.А. Исследование влияния режимов НТМО на свойства листов из сплавов 1451, 1430, 1441 // *Технология легких сплавов*. 1996. №. 5. С. 40-43.
61. Фридляндер И.И., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Федоренко Т.П., Латушкина Л.В. Эффект рекристаллизации в сплавах системы Al-Mg-Li-Cu // *Технология легких сплавов*. 1996. №. 5. С. 32-34.
62. 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*. №. 5. С. 5-9.

63. 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 прессованном тонком профиле и его механические свойства // Металлы. 1996. №. 3. С. 125-130.
64. Zhai T., Wilkinson A.J., Martin J.W. The effects of micro-texture and β' particle distribution on short fatigue crack growth in an Al-Li 8090 alloy // Materials Science Forum. 2000. V. 331 P. 1549-1554.
65. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Бабарэко А.А., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Эгиз И.В. Текстура листа из сплава 1430 системы Al-Li-Mg-Cu и анизотропия его предела текучести // Металлы. 1999. №. 2. С. 79-84.
66. Liu W., Pang Y. A multi-scale modelling framework for anisotropy prediction in aluminium alloy sheet and its application in the optimisation of the deep-drawing process // The international journal of advanced manufacturing technology. 2021. V.114. P. 3401–3417.
67. Yang H., Li H., Ma J., Zhang Z., Chen J. Constitutive modeling related uncertainties: Effects on deformation prediction accuracy of sheet metallic materials // International journal of mechanical sciences. 2019. V.157. P. 574–598.
68. Li H., Liu H.R., Liu N., Sun H., Yang H., Liu B.Y. Towards sensitive prediction of wrinkling instability in sheet metal forming by introducing evolution of triple nonlinearity: Tube forming // International journal of mechanical sciences. 2019. V. 161. 105054
69. Basak S., Panda S., Lee M.G. Formability and fracture in deep drawing sheet metals: Extended studies for pre-strained anisotropic thin sheets // International journal of mechanical sciences. 2020. V.170. 105346.
70. Kazemi-Navaee S.A., Roohollah J., Aval H.J., Effect of single roll drive rolling on microstructure, texture, and mechanical property anisotropy of Al-5.6Zn-2.5Mg-1.4Cu aluminum alloy // Archives of civil and mechanical engineering. 2023. V. 33. P. 3266–3281

71. Taylor G.I. Plastic strain in metals // Journal of the institute of metals. 1938. V. 62. P. 307–324.
72. Bishop J., Hill R. A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses // Philosophical magazine. 1951. V. 41 P. 414-427.
73. Kroner E. On the plastic deformation of polycrystals // Acta metallurgica. 1961. V. 9. P.155–161.
74. Kocks U.F. Polyslip in polycrystals // Acta metallurgica 1958. V. 6. P. 85–94.
75. Liu W., Huang J., Pang Y., Zhu K., Shugen L., Jun M. Multi-scale modelling of evolving plastic anisotropy during Al-alloy sheet forming // International journal of mechanical sciences // 2023. V. 247. 108168
76. Kuwabara T., Sugawara F. Multiaxial tube expansion test method for measurement of sheet metal deformation behavior under biaxial tension for a large strain range // International journal of plasticity. 2013. V. 45. P. 103–118.
77. Kuwabara T., Mori T., Asano M., Hakoyama T., Barlat F. Material modeling of 6016-o and 6016-T4 aluminum alloy sheets and application to hole expansion forming simulation // International journal of plastic. 2017. V. 93. P. 164–186.
78. Dick R.E., Yoon J.W. Plastic anisotropy and failure in thin metal: Material characterization and fracture prediction with an advanced constitutive model and polar EPS (effective plastic strain) fracture diagram for AA 3014-H19 // International journal of solids and structures. 2018. V. 151. P. 195–213.
79. Hou Y., Min J., Guo N., Lin J., Carsley J.E., Stoughton T.B., Traphoner T., Clausmeyer T., Tekkaya A.E. Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels. Journal of materials processing technology. 2019. V. 287. 116314.
80. Barlat F., Aretz H., Yoon J.W., Karabin M.E., Brem J.C., Dick R.E. Linear transformation-based anisotropic yield functions // International journal of plasticity. 2005. V. 21. P. 1009–1039.
81. Yoon J.W., Barlat F., Dick R.E., Karabin M.E. Prediction of six or eight ears in a drawn cup based on a new anisotropic yield function // International journal of plasticity. 2006. V. 22. P. 174–193.

82. Aretz H., Barlat F. New convex yield functions for orthotropic metal plasticity // International journal of non-linear mechanics. 2013. V. 51. P. 97–111.
83. Banabic D., Kuwabara T., Balan T., Comsa D.S., Julean D. Non-quadratic yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress conditions // International journal of mechanical sciences. 2003. V. 45. P. 797–811.
84. Frodal B.H., Thomsen S., Birvik T., Hopperstad O.S. On fracture anisotropy in textured aluminium alloys // International Journal of Solids and Structures. 2022. V. 244. 111563.
85. Roters F., Eisenlohr P., Hantcherli L., Tjahjanto D.D., Bieler T.R., Raabe D. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications // Acta Materialia. 2010. V. 58. P. 1152–1211.
86. Rioja R., Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications / Materials science and engineering. 1998. A. 257. P. 100-107.
87. Barlat, F. On crystallographic texture gradient and its mechanical consequence in rolled aluminum-lithium sheet // Scripta metallurgica et materialia. Mater. 1992. V. 27. P.1121-1126.
88. Choi, S.H., Barlat F. Prediction of macroscopic anisotropy in rolled aluminum-lithium sheet // Scrripta materialia. 1999. V. 41. P. 981-987.
89. Rioja, R.J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications // Metallurgical and materials transactions. 2012. V. 43. P.3325-3337.
90. Piehler H.R. Crystal-plasticity fundamentals // Fundamentals of modelling for metals processing. 2009. V. 22. P. 232-238.
91. Eswara P. N., Malakondaiah G., Kutumbarao V., Rama R.P. In-plane anisotropy in low cycle fatigue properties of and bilinearity in Coffin-Manson plots for quaternary Al-Li-Cu-Mg 8090 alloy plate // Materialia science technology. 1996. V.12. P. 563–77.

92. Pasang T., Symonds N., Moutsos S., Wanhill R.J., Lynch S.P. Low-energy intergranular fracture in Al-Li alloys // Engineering failure analysis. 2012. V. 22. P. 166–7
93. Jata K., Singh A.K. Texture and its effects on properties in aluminum-lithium alloys // Aluminum-lithium alloys. 2014. P. 139–163.
94. Kim S.B., Huh H., Bok H., Moon M.B. Forming limit diagram of auto-body steel sheets for high-speed sheet metal forming // Journal of materials processing technology. 2001. V. 211 P. 851862.
95. Kalyanam S., Beaudoin A., Dodds R.H., Barlat F. Delamination cracking in advanced aluminium–lithium alloys-experimental and computational studies // Engineering fracture mechanics. 2009. V. 76. P. 2174–2191.
96. Field D.P., Hovanski Y., Nelson T.W., Jata K. Heterogeneity of crystallographic texture in friction stir welds of aluminum // Metallurgical and materials transactions. 2001. A. 32. P.2869-2877.
97. Jata K.V., Semiatin S.L. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys // Scripta materialia. 2000. V. 43. P. 743-749.
98. De P., Baumann J.A., Mishra R.S. Characterization of high cycle fatigue behavior of a new generation aluminum lithium alloy // Acta materialia. 2011. V. 59. P. 5946-5960.
99. Beaudoin A.J., Obstalecki M., Tayon W.A., Hernquist M., Mudrock R., Kenesei P., Lienert U. In situ assessment of lattice strain in an Al–Li alloy // Acta materialia. 2013. V. 61. P. 3456–3464.
100. Фридляндер, И.Н., Бабарэко А.А., Сандлер В.С., Шамрай В.Ф. Текстуальные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при деформации и нагреве // Перспективные материалы. 2000. №. 4. С. 19-24.
101. Ильин А.А., Захаров В.В., Бецофен М.С., Осинцев О.Е., Ростова Т.Д. Текстура и анизотропия механических свойств сплава Al-Mg-Li-Zn-Sc // Металлы. 2008. №. 5. С. 57-65.

102. Шалин, Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорайя В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов // Машиностроение. 1997. С. 336.
103. Захаров, В.В., Ростова Т.Д. Роль полос сдвига в листах из алюминий-литиевых сплавов // Технология легких сплавов. 1996. №. 5. С. 35-39.
104. Захаров, В.В., Ростова Т.Д. О влиянии дисперсных частиц Al_3Li и Al_3Sc , перерезаемых дислокациями, на свойства алюминиевых сплавов // Цветная металлургия. 2001. №. 4. С. 37 - 43.
105. Dillamore I.L., Roberts J.G., Bush A.C. Occurrence of shear bands in heavily rolled cubic metals // Metal Science. 1973. V. 19. P. 73-77.
106. LIN Ben, MA Peng-cheng, LI Hao-ran, DENG San-xi, ZENG Guang-jun, TANG Jian-guo, LI Jin-feng, LI Xi-wu. Anisotropy of Al–Li alloy plate and its heredity effect in mechanical property distribution of spun-dome // The Nonferrous Metals Society of China. 2023. V. 33. P. 1318-1330.
107. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Грушин И.А., Князев М.И., Хохлатова Л.Б., Алексеев А.А. Закономерности влияния состава Al–Li сплавов на количественное соотношение δ' (Al_3Li), S_1 (Al_2MgLi) и T_1 (Al_2CuLi) фаз // Металлы. 2015. № 1. С. 59-66.
108. Ашмарин А.А., Гордеева М.И., Бецофен С.Я., Лозован А.А., Ву Р., Александрова С.С., Селиванов А.А., Быкадоров А.Н. Прокопенко Д.А. «Исследование влияния фазового состава на термическое расширение и механические свойства Al-Cu-Li сплавов» Известия вузов. Цветная металлургия. 2023. Т. 29 • №. 5. С. 57–68.
109. Гордеева М.И., Бецофен С.Я., Шалин А.В., Селиванов А.А., Ву Р., Оглодков М.С., Прокопенко Д.А., Максименко Е.И. Исследование влияния текстуры на анизотропию модуля Юнга сплавов системы Al-Cu-Li. Деформация и разрушение материалов. 2024. №2. С. 2-10.
110. М. И. Гордеева, С. Я. Бецофен, А. В. Шалин, Ву Р., Ю. С. Оглодкова, Д. А. Прокопенко, Е. И. Максименко. Исследование текстуры и анизотропии

механических свойств сплавов системы Al-Cu-Li 1441, В-1461 и В-1469 // Деформация и разрушение материалов. 2024. №7, с. 32-40.

111. Гордеева М.И., Бецофен С.Я., Шалин А.И., В.С. Моисеев, Ву Р., Оглодкова Ю..С., Прокопенко Д.А., Максименко Е.И. Исследование влияния легирующих элементов на фазовый состав и упругие свойства листов сплавов системы Al-Cu-Li В-1480 и В-1481 // Металлы. 2024. №2. С.29-35.
112. М. И. Гордеева, С. Я. Бецофен, А. В. Шалин, Р. Ву, Ю. С. Оглодкова, Е. И. Максименко, Д.А. Прокопенко. Фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств сплавов В-1480 и В-1481 // Металлы, 2024, №5, С. 1-10.