



**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

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

На правах рукописи

МАКСИМЕНКО ЕКАТЕРИНА ИГОРЕВНА

**ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, ТЕКСТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ
НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМ AL–CU–(LI) И AL–MG–(LI) ПРИ
РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ**

Специальность

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов
(технические науки)

Диссертация

на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Бецофен Сергей Яковлевич

Москва – 2026

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. ТЕКСТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВАХ Al-Cu-Li.....	9
1.1 Структура и свойства Al сплавов	9
1.2 Исследования текстуры и анизотропии механических свойств алюминиевых сплавов	17
1.2.1 Методы исследования текстуры.....	17
1.2.2 Текстуры прокатки	18
1.2.3 Анизотропия механических свойств.....	22
1.3 Формирование остаточных напряжений при различных процессах обработки материалов	29
1.3.1 Формирование остаточных напряжений в сварных соединениях.....	30
1.3.2 Сварка трением с перемешиванием	36
1.3.3 Поверхностное ударное упрочнение	38
1.3.4 Аддитивные технологии	41
ГЛАВА 2. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	46
2.1 Объекты исследования	46
2.2 Методы исследования.....	47
ГЛАВА 3. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ФАЗОВОГО СОСТАВА В СПЛАВАХ Al-Cu-Li	52
3.1 Анализ точности измерения остаточных напряжений в сплавах Al-Cu- Mg-Li	52
3.2 Формирование остаточных напряжений в листах и слитке сплавов Al-Cu- Mg-Li	55
3.3 Выводы по главе 3.....	63
ГЛАВА 4. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ХАРАКТЕРИСТИК ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ Al-Cu-Mg- Li.....	65

4.1 Исследование распределения текстуры δ' - и T_1 интерметаллидных фаз по сечению листов сплавов системы Al-Cu-Mg-Li.....	65
4.2 Неоднородность текстуры и анизотропия механических свойств листов из сплавов В-1480 и В-1481	73
4.3 Влияние сверхбыстрого затвердевания на фазовый состав и модуль упругости сплавов 1441, В-1461, В-1469 системы Al-Cu-Li.....	79
4.4 Исследование методом высокотемпературной рентгенографии термических коэффициентов линейного расширения δ' - и T_1 интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu-Mg-Li	86
4.5 Выводы по главе 4.....	93
ГЛАВА 5. ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ, ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СОЕДИНЕНИЙ В СПЛАВАХ 1565Ч, А2519, 1461 И 1424, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	95
5.1 Влияние сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сплава системы (Al-Mg) 1565ч	95
5.2 Исследование СТП соединений сплавов А2519	98
5.3 Текстура, фазовый состав и остаточные напряжения в СТП соединениях сплавов 1424 и В-1461	108
5.4 Выводы по главе 5.....	112
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО ДИССЕТАЦИИ	114
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	116

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Сплавы системы Al-Cu-Li обладают уникальными показателями удельной прочности и жесткости и могут заменить в авиации многие традиционные алюминиевые сплавы. Однако этому в значительной степени препятствует анизотропия механических свойств, которая выше, чем у всех остальных алюминиевых сплавов, при том, что текстуры у них почти не отличаются. Этот эффект в большинстве работ связывают с наличием большого количества интерметаллидных фаз, в основном это δ' -фаза (Al_3Li) с $\text{L}1_2$ решеткой и T_1 -фаза с ГПУ решеткой.

Тем не менее, если исследованиям влияния текстуры на анизотропию свойств Al-Cu-Li сплавов посвящено множество работ, то роли в анизотропии свойств особенностей интерметаллидных фаз уделено значительно меньше внимания, что препятствует эффективному решению проблемы анизотропии свойств этих сплавов. Также мало внимания до сих пор уделялось влиянию на свойства, в том числе их анизотропию исследованиям послойной неоднородности ориентировок твердого раствора и интерметаллидных фаз.

Кроме того, при наличии в конструкциях из сплавов Al-Cu-Li соединений, выполненных сваркой плавлением, возникает проблема низкой прочности шва по отношению к основному металлу. Сварка трением с перемешиванием (СТП) позволяет существенно повысить коэффициент прочности соединения. Процесс СТП происходит без расплавления металла, что позволяет существенно снизить величину остаточных напряжений и размер зерна. Однако процесс СТП характеризует комплексное влияние на формирование структуры сплавов системы Al-Cu-Li деформационного и термического воздействия. Поэтому для оптимизации служебных свойств СТП-соединений необходимо осуществлять исследования и контроль структуры, в том числе фазового состава, кристаллографической текстуры и остаточных напряжений.

Ранее нами был разработан оригинальный метод количественного фазового анализа (КФА) сплавов Al-Cu-Li на основе измерения периода решетки твердого раствора и закона Вегарда для зависимостей периода решетки от содержания легирующих элементов. Однако применительно к СТП соединениям необходимо скорректировать эту методику с учетом влияния остаточных напряжений на величину периода решетки. Кроме того, наш метод КФА может быть адаптирован применительно к сплавам систем Al-Cu-Mg и Al-Mg.

В этой связи целью настоящей работы являлось разработка и совершенствование количественных методик исследования и контроля фазового состава, кристаллографической текстуры и остаточных напряжений, в том числе их послойной неоднородности применительно к листам, слитку и СТП соединениям 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 и усовершенствовать методики оценки количественного фазового состава сплавов Al-Cu-Li, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg и Al-Mg.
2. Проанализировать точность измерения остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Li различными методиками и выявить наиболее эффективную методику для оценки остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Li.
3. Усовершенствовать количественные методы оценки фазового состава и характеристик интерметаллидных фаз в сплавах Al-Cu-Li, включая исследование послойной неоднородности текстуры и фазового состава по сечению листов из сплавов Al-Cu-Li.
4. Методом высокотемпературной рентгенографии определить термические коэффициенты линейного расширения δ' и T_1 интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu-Li.
5. Исследовать формирование текстуры, остаточных напряжений и фазового состава в различных зонах СТП соединений в сплавах 1420, В-1461, 1465ч и А2519.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

1. Анализ точности измерения остаточных напряжений показал, что из-за низкой упругой анизотропии сплавов Al-Cu-Li для них не эффективна разработанная нами методика оценки остаточных напряжений, основанная на упругой анизотропии и в случае материалов с градиентом периодов решетки на поверхности, когда не эффективен метод “ $\sin^2\psi$ ” можно использовать методику измерения периодов решетки в трех ортогональных направлениях.

2. Показано, что в листах сплавов Al-Cu-Li обнаружены сжимающие напряжения в толщинном направлении, величина которых близка к нулю для сплавов 1441 и В-1461 с малым количеством T_1 -фазы, и изменяется в интервале от -17 до -29 МПа для листов сплавов В-1469, В-1480, В-1481, в которых количество T_1 -фазы составляет 4,3–6,2%, что обусловлено наличием в матрице текстуры латуни с параллельной листу плоскостью (110) матрицы и плоскости (100) когерентных частиц T_1 -фазы, форма и ориентация которых обеспечивают преимущественную деформацию сжатием в направлении нормали к листу.

3. Показано, что в зоне перемешивания сплавов 1424 и 1461 при сварке трением происходит изменение текстуры – от компонент текстуры прокатки основного металла к текстуре сдвига. В зоне перемешивания сплава 1424 происходит релаксация сжимающих напряжений величиной 150–200 МПа в основном металле, что является уникальным эффектом сварки трением с перемешиванием.

4. Оценка содержания интерметаллидных фаз в сплаве 1424 на основе измерения периода решетки твердого раствора, скорректированная на величину остаточных напряжений, показала, что в зоне перемешивания происходит увеличение количества δ' -фазы и снижение количества S_1 -фазы.

5. Полученные данные о количественном соотношении фаз в сплаве А2519 позволили оценить в нем объемные эффекты превращения. Показано, что наибольшим объемным эффектом превращения обладает θ' -фаза, которая характеризуется наибольшим упрочняющим эффектом.

Теоретическая и практическая значимость работы состоит в следующем:

1. Разработана методика оценки соотношения равновесной Θ -фазы и рентгеноаморфных, неравновесных Θ' и Θ'' -фаз в сплаве AA2519 системы Al–Cu с помощью комбинированного подхода, включающего определение суммарного количества интерметаллидов по величине периода решетки α -твердого раствора, при этом количество рентгеноаморфных интерметаллидов получали вычитая из суммы интерметаллидов количество Θ -фазы, оцененной стереологически или по интенсивности дифракции.
2. С помощью высокотемпературной рентгеновской съемки впервые определены величины ТКЛР для интерметаллидных фаз, которые составляют 16,8 ppm/град для δ' -фазы, а для осей a и c ГПУ-решетки T_1 -фазы 20,1 и 5,2 ppm/град, соответственно. Величины ТКЛР для α -твердого раствора сплавов Al–Cu–Li варьируются в пределах 24,8–29,4 ppm/град. Эти данные позволяют прогнозировать величину ТКЛР сплавов в зависимости от их фазового состава.
3. С помощью корректировки величины периода решетки с учетом остаточных напряжений усовершенствована методика количественного фазового анализа, основанная на измерении периода решетки твердого раствора, что позволило определить количество δ' - и S_1 фаз в соединении из сплава 1424, полученного сваркой трением с перемешиванием.
4. Количественный фазовый анализ соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием показал, что снижение твердости в зоне перемешивания по сравнению с основным металлом в сплаве 1465ч происходит в результате снижения количества интерметаллидной β -фазы, а в сплаве A2519 за счет снижения содержания наиболее эффективных в плане упрочнения Θ' и Θ'' -фаз.

Апробация работы. Материалы диссертационной работы доложены на 11 конференциях: XIX Международной научно-технической конференции «Быстрозакалённые материалы и покрытия», г. Москва, 2022 г., XIX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-

химия и технология неорганических материалов», г. Москва, 2022 г., XV Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат», г. Москва, 2023 г., 49 Международной молодежной конференции «Гагаринские чтения-2023», г. Москва, VIII Всероссийской молодежной научно-практической конференции «Колачёвские чтения», г. Москва, 2023 г., 22-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, 2023 г., XXI Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия», г. Москва, 2024 г., Международной конференции «Физика и технология перспективных материалов», г. Уфа, 2025 г., XXII Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия», г. Москва, 2025 г., 24-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, 2025 г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 9 научных работ, из них 8 в изданиях, входящих в перечень ВАК, 4 из которых переведены в журналах, включенных в международные системы цитирования Scopus и Web of Science.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы. Объем диссертации составляет 130 страниц, включая 51 рисунков, 11 таблиц и список литературы из 131 наименования.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Методики оценки количества интерметаллидных фаз в СТП соединениях сплавов Al-Cu и Al-Mg на основе измерения периода решетки α -твердого раствора и зависимости периода решетки от содержания в нем легирующих элементов (закон Вегарда).
2. Определение остаточных напряжений в листах, слитке и СТП соединениях с использованием различных дифракционных методов, выбранных на основе анализа точности измерения остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Li.
3. Определение термических коэффициентов линейного расширения α -твердого раствора и интерметаллидных δ' и T_1 -фаз с помощью высокотемпературной рентгеновской съемки.

4. Выявление закономерностей формирования фазового состава и текстуры в СТП соединениях сплавов Al-Mg-Li, Al-Cu и Al-Mg.
5. Оценка влияния распределения по толщине листов из сплавов Al-Cu-Li ориентировок α -твердого раствора и интерметаллидных δ' и T_1 -фаз на анизотропию механических свойств сплавов.

ГЛАВА 1. ТЕКСТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВАХ Al

1.1 Структура и свойства Al-Cu-Li сплавов

Сплавы на основе Al-Cu-Li представляют интерес для аэрокосмической и автомобильной промышленности благодаря их низкой плотности и высокими показателями удельной прочности, жесткости, пластичности, устойчивости к повреждениям, а также высокой коррозионной стойкости [1–4]. Использование СИАЛов в обшивке фюзеляжа аэробуса A-380 привело к экономии веса более 500 кг. В работах ВИАМ [5–7] развивается новое направление исследований, направленных на создание нового поколения СИАЛов на базе Al-Cu-Li сплавов, что позволит на 8–10% повысить их модуль упругости и на 5–7% снизить плотность.

Однако высокая анизотропия механических свойств ограничивает их применение с учетом безопасности при проектировании и эксплуатации [8–10]. Кроме того обнаружен эффект снижения характеристик трещиностойкости в результате длительных низкотемпературных нагревов (ДНН). Установлено, что проблема ДНН связана с выделением δ' -фазы и возникающими при этом структурными дефектами [11]. Уменьшение концентрации лития в сплаве снижает остроту проблемы, но не решает ее полностью, поскольку процесс выделения δ' -фазы тесно связан с другими фазами в сплаве (T_1 , θ'), а следовательно и содержанием в сплаве меди. Кроме того, снижение содержания лития приведет к снижению упругих и прочностных свойств

Типичная фазовая диаграмма системы Al-Li показана на Рисунке 1.1, а [12]. При температуре 600°C со стороны алюминия происходит эвтектическая реакция, приводящая к образованию богатого алюминием твердого раствора α и фазы δ (AlLi) (кубическая сингония, пространственная группа Fd3m, с параметром решетки $a=0,637$ нм). Растворимость Li изменяется от 4,0% при этой температуре до 1% при 100°C. Равновесной фазе δ предшествует метастабильная фаза δ' (Al₃Li, L1₂ решетка с параметром решетки $a=0,401$ нм). Линия сольвуса для метастабильной фазы находится в температурном диапазоне 150–250 °C для сплавов, представляющих практический интерес.

Сходство структуры и параметров решетки алюминия ($\alpha_{Al}=0,405$ нм) и фазы δ' дает небольшое несоответствие решеток и, следовательно, к пониженной деформации несоответствия решетки. Значения деформации несоответствия, полученные в результате исследований с помощью ПЭМ, находятся в диапазоне от 0,30% до 0,08%, в то время как рентгеновские исследования указывают на еще меньшие значения [13]. Поэтому, метастабильная δ' -фаза образуется в виде когерентных сферических частиц, которые сохраняют эту форму до больших размеров (обычно 0,3 мкм).

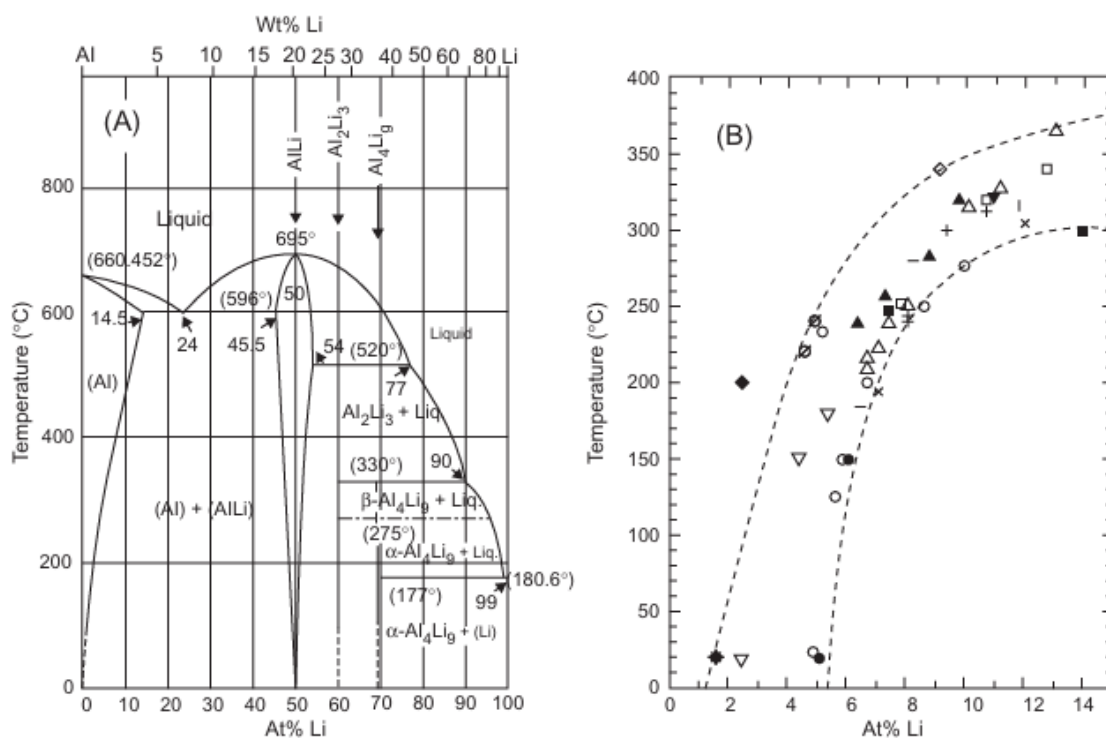


Рисунок 1.1 – Бинарная система Al-Li: (а) фазовая диаграмма и (б) линия сольвуса α - δ' - на фазовой диаграмме

Поверхностная энергия границы раздела α/δ' очень мала, ≈ 30 мДж/м², а энергия антифазной границы фазы δ' (180 мДж/м²) низка по сравнению с энергией метастабильного Al_3Zr (447 мДж/м²). Эти сравнительно низкие энергии являются причиной того, почему частицы δ' легко перерезаются дислокациями, что приводит к локализации деформации. Было предпринято множество попыток измерить растворимость лития в твердом растворе алюминия, и большинство из них были связаны с определением границы растворимости α/δ' ; результаты суммированы на Рисунке 1,б [14].

Существует некоторое совпадение данных, представленных различными исследователями для концентраций лития 7–8 ат.%; но даже в этом диапазоне температура для данного состава сплава демонстрирует разброс $\approx 50^\circ\text{C}$. Большие различия в концентрациях лития в основном обусловлены медленной кинетикой осаждения в низколитиевых сплавах и конкурирующим образованием δ -фазы при высоких концентрациях лития. Температурная зависимость концентрации C_e на границе α/δ' точно определяется в диапазоне 2–13 ат.% Li уравнением [14]:

$$\ln C_e(\text{ат.}\%) = 4,176 - 9180/RT, \quad (1)$$

где C_e – концентрация, ат.%;

R – универсальная газовая постоянная, $R = 8,314$ Дж/(моль·К);

T – абсолютная температура, К.

Превращение закаленного неупорядоченного твердого раствора на упорядоченную δ' -фазу было исследовано с помощью термического анализа, измерений электрического сопротивления, рентгеновской и электронной дифракции, а также высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ВРЭМ). Изменение свободной энергии, участвующее в процессе превращения, является функцией как концентрации Li, так и степени

упорядоченности закаленного твердого раствора [15-17]. Полученные результаты показывают, что процесс превращения может протекать по нескольким механизмам в зависимости от состава и температуры старения (Рисунок 1.2).

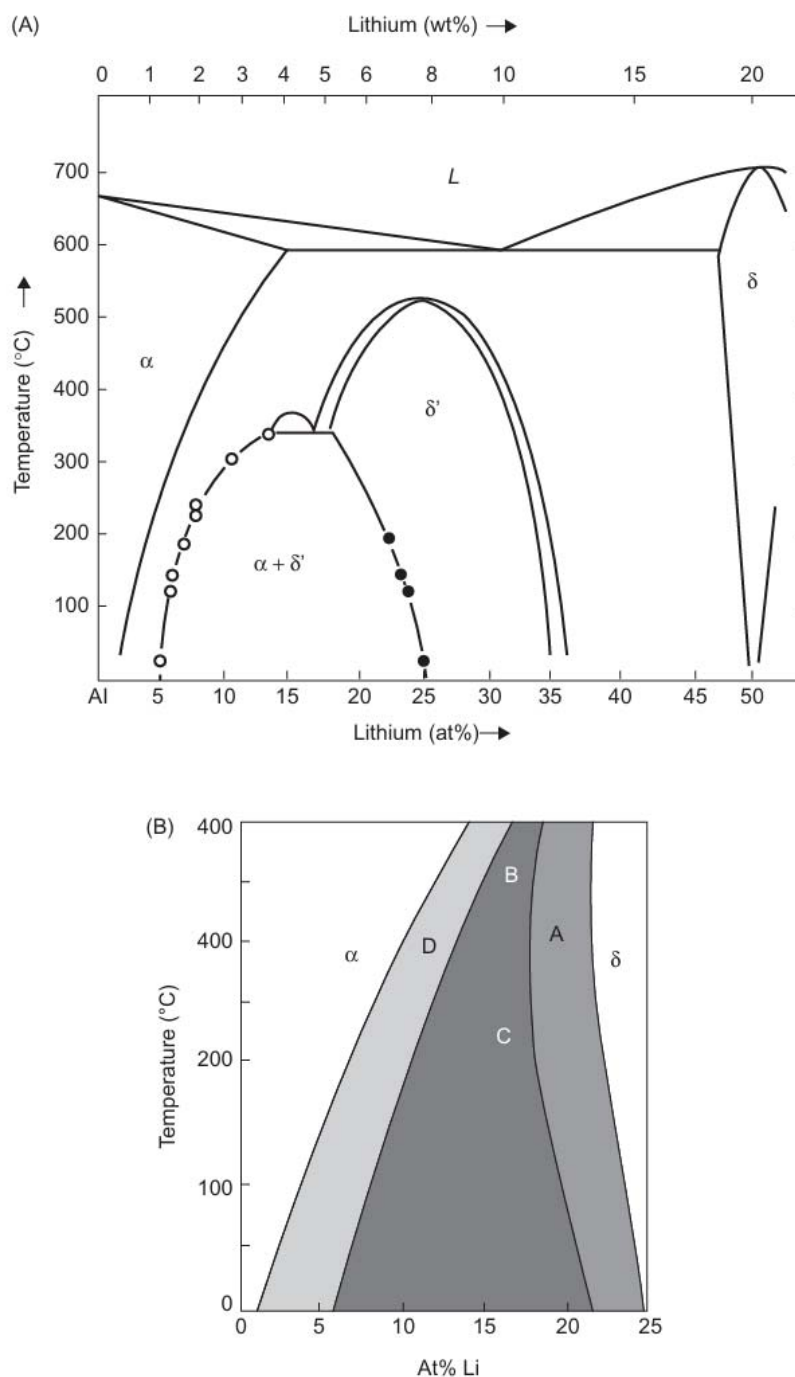


Рисунок 1.2 – Алюминиевый угол конец фазовой диаграммы Al-Li, показывающий (А) область несмешиваемости и (В) подобласти в фазе $\alpha + \delta'$ для различных видов распада

В области А закаленный (Рисунок 1.2,б) неупорядоченный твердый раствор сначала упорядочивается, конгруэнтно при более высоких температурах и непрерывно при более низких температурах, прежде чем разложиться путем зарождения и роста. Закаленный неупорядоченный твердый раствор подвергается конгруэнтной упорядоченности в области В и непрерывной упорядоченности в области С. В обоих случаях атомы Li перемещаются в соответствующие узлы решетки упорядоченной структуры $L1_2$ без изменения локального состава.

В области В неупорядоченный твердый раствор является метастабильным по отношению к упорядоченной фазе того же состава, и, следовательно, упорядоченность происходит путем нуклеации упорядоченных доменов. В области С твердый раствор полностью нестабилен и следует непрерывной или спинодальной упорядоченности. В обеих областях В и С спинодальный распад происходит после конгруэнтной упорядоченности. Когда концентрация обедненной литием области достигает определенного значения, происходит полное разупорядочение, приводящее к образованию разупорядоченного твердого раствора и упорядоченной δ' -фазы.

В [18] показано, что образование δ' -фазы в сплаве Al-11,8 ат.% Li происходит путем зарождения и роста при 533 К и посредством спинодального распада упорядоченной фазы при 413 К. В [19] обнаружили доказательства спинодального распада при старении закаленных сплавов Al-Li. Их исследования методом ВРЭМ на недостаренных и перестаренных образцах показали, что упорядоченные выделения δ' -фазы образуются в результате обогащения литием упорядоченных областей и обеднения литием неупорядоченных областей в закаленных сплавах, подвергшихся спинодальному распаду. В [20] при исследовании ранних стадий распада Al-(7,8 – 11,8 ат.% Li), было показано, что упорядочение и спинодальный распад происходят одновременно.

В [21] методом малоуглового рентгеновского рассеяния для сплава Al-8,49 ат.% Li было показано, что распад происходит путем зарождения и роста, а не путем спинодального распада. В сплавах Al-Cu-Li третьего поколения

пластинчатая фаза T_1 (Al_2CuLi), является основной упрочняющей фазой сплавов и играет решающую роль в их высоких характеристиках [22–25]. Пластическая деформация перед искусственным старением обычно используется для увеличения количества центров зарождения фазы T_1 , что способствует высокой плотности части T_1 -фазы, тем самым повышая прочность сплава [26–29]. На основе механизма огибания дислокациями выделений были предложены различные модели для описания анизотропии, вызванной фазами Θ' и Ω [30–32], при этом решающее значение составляют углы между плоскостями габитуса выделений и осью нагружения [33]. Фаза T_1 первоначально считалась огибаемой дислокациями, но в [34, 35] было показано, что для T_1 -фазы действует механизм перерезания частиц.

В работе [36] для уточнения механизма коррозии, связанного с выделениями T_1 и T_2 -фаз в сплавах Al-Cu-Li, были выплавлены сплавы составов T_1 и T_2 (Рисунок 1.3) и исследованы их электрохимические свойства и взаимодействие с Al в растворе NaCl (Рисунок 1.4, таблица 1.1). Были также приготовлены сплавы Al-Cu-Li, содержащие частицы T_1 и T_2 соответственно, и изучена морфология коррозии. Был предложен новый механизм коррозии, связанный с выделениями T_1 и T_2 . Выделения T_1 и T_2 являются анодными по отношению к основе сплава, и на начальном этапе коррозия происходит на их поверхности. В процессе коррозии преимущественное растворение Li и обогащение благородным элементом Cu приводят к смещению их потенциала в положительном направлении. В результате корродированные выделения T_1 и T_2 на более позднем этапе становятся катодными по отношению к основе сплава, что приводит к анодному растворению и коррозии основы сплава на межфазной границе. Однако из-за большего количества активного элемента Li и значительно меньшего количества благородного элемента Cu в выделении T_2 , превращение электрода T_2 из анода в катод происходит менее интенсивно, чем у T_1 , и коррозия в основном происходит в T_2 -фазе.

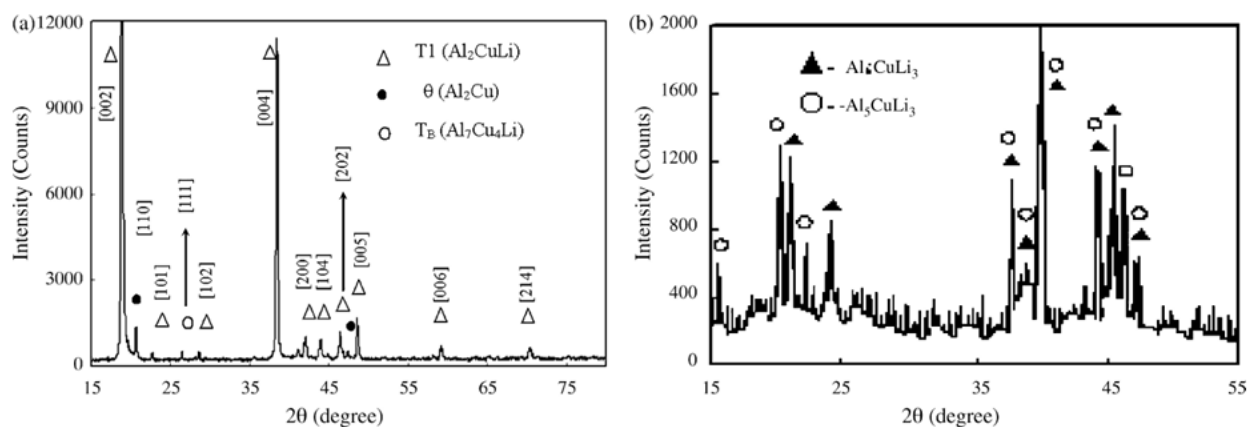


Рисунок 1.3 – Рентгенограммы слитков, соответствующих химическому соотношению (а) T1 и (б) T2

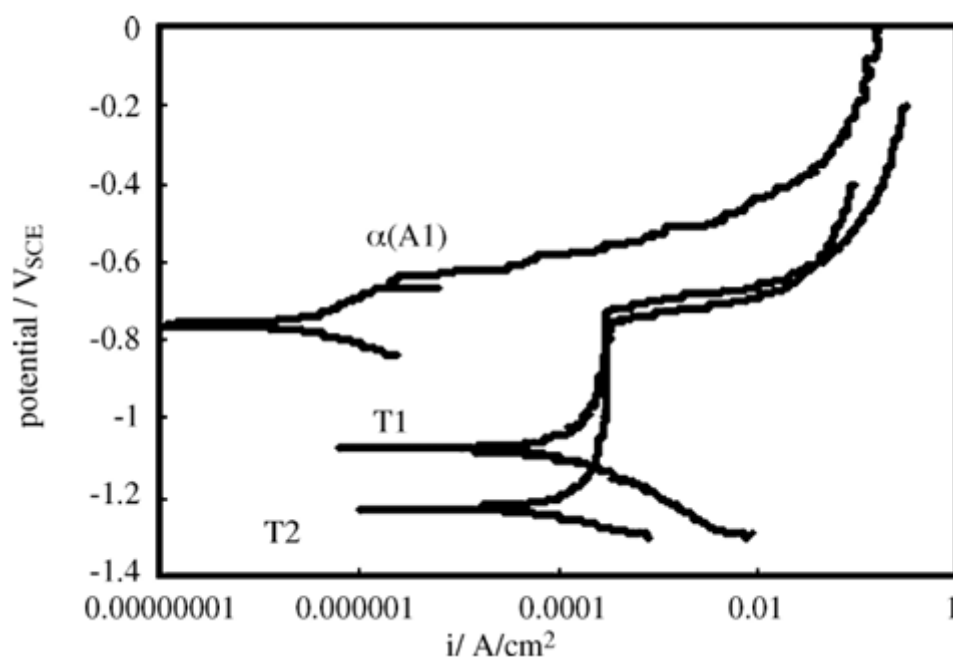


Рисунок 1.4 – Потенциодинамические кривые сканирования отдельных частиц $\alpha(\text{Al})$, T1 и T2 в 3,5% растворе NaCl

Таблица 1.1 – Параметры коррозии $\alpha(\text{Al})$, T1 и T2 в 3,5% растворе NaCl

Фаза	$E_{\text{corr}} (V_{\text{SCE}})$	$I_0 (\text{A cm}^{-2})$	$R_p (\Omega \text{ cm}^2)$
$\alpha(\text{Al})$	-0,7589	$4,12 \cdot 10^{-7}$	63,3
T1	-1,076	$1,02 \cdot 10^{-4}$	254,2
T2	-1,2283	$1,14 \cdot 10^{-4}$	229,9

Интересный подход к анализу взаимодействия интерметаллидных частиц с твердым раствором в алюминиевых сплавах изложен в [37]. В этой работе методом высокотемпературной рентгенографии определены ТКЛР твердого раствора, а также интерметаллидных фаз (тетрагональной Al_2Cu , моноклинной Al_9FeNi , гексагональной Al_3Ni_2 , орторомбической Al_3Ni и тригональной $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$) для литейных сплавов $\text{Al-9,5Si-5,1Cu-0,5Fe}$, $\text{Al-12,5Si-3,9Cu-2,8Ni-0,7Mg-0,4Mn}$, $\text{Al-9,6Si-4,4Ni-0,5Fe}$, $\text{Al-9,5Si-2,5Mn-0,5Fe}$. Составы сплавов выбирали такими, чтобы можно было получить достаточное количество рефлексов интерметаллидов для определения ТКЛР вдоль различных кристаллографических направлений. Это позволило выявить корреляции с механическими свойствами несоответствия с матрицей величин ТКЛР интерметаллидов и их анизотропии.

Однако примененный в [37] подход дает информацию в основном о равновесных интерметаллидных фазах, роль которых в формировании механических свойств незначительна. По этой причине оцененные в [37] значения ТКЛР равновесной Θ -фазы мало существенны, поскольку упрочнение сплавов Al-Cu целиком определяется неравновесными Θ' - и Θ'' -фазами, которые невозможно обнаружить на рентгенограмме. Существует методика определения этих неравновесных фаз [38], которая сводится к оценке суммарного количества медьсодержащих фаз по периоду решетки твердого раствора и вычитанию из этого количества доли равновесной Θ -фазы, которую можно легко оценить по интегральной интенсивности рефлексов или металлографически. Аналогичная ситуация характерна практически для любых систем легирования, поэтому важно использовать любую возможность, чтобы получить качественную дифракционную картину для упрочняющих интерметаллидных частиц.

1.2 Исследования текстуры и анизотропии механических свойств алюминиевых сплавов

1.2.1 Методы исследования текстуры

Текстурные данные могут быть представлены графически различными способами. Наиболее важными из них являются прямые полюсные фигуры (ППФ), обратные полюсные фигуры (ОПФ) и функции распределения ориентации (ФРО) [39]. Прямая полюсная фигура ППФ – это двумерная стереографическая диаграмма, описывающая соотношение между ориентацией кристаллографических осей кристалла относительно координатной системы образца. Прямая полюсная фигура (hkl) показывает распределение полюсов $\{hkl\}$ в образце. Обратная полюсная фигура – это двумерные стереографические треугольники, использующие кристаллографические оси в качестве системы отсчета вместо осей образца. Они показывают распределение кристаллографических осей, параллельных определенному направлению образца. В случае геометрии одноосной деформации (экструзия, одноосное сжатие и т. д.) обратная полюсная фигура очень удобна для описания текстуры, поскольку, в отличие от обычных полюсных фигур, она требует только одного четко определенного направления образца. Кроме того, ОПФ позволяет легко и надежно рассчитывать свойства в определенных направлениях изделия и тем самым оценивать анизотропию свойств этих свойств, при условии, что известна ориентационная зависимость этих свойств.

Полное трехмерное представление кристаллографической текстуры дается функцией распределения ориентации (ФРО), которая не измеряется напрямую, а рассчитывается путем объединения данных нескольких экспериментально измеренных полюсных фигур. ФРО описывает ориентацию каждого кристалла относительно трех углов Эйлера, т. е. Φ , φ_1 и φ_2 (обозначения Бунге), которые определяют разницу в ориентации между кристаллографическими осями и осями образца (Рисунок 1.5). Трехмерная система координат, оси которой задаются

тремя углами Эйлера, известна как пространство ориентации или пространство Эйлера. Хотя многие современные программные продукты позволяют легко рассчитывать ФРО в трехмерном пространстве Эйлера, все же удобнее использовать двумерное представление с помощью сечений в пространстве Эйлера (обычно вдоль Φ_2).

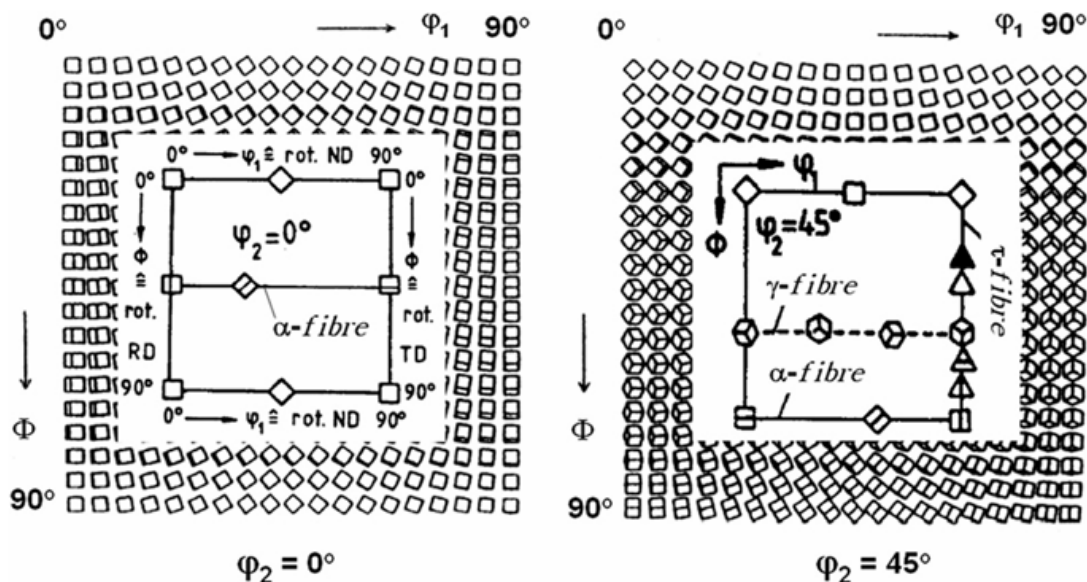


Рисунок 1.5 – Типичные ориентации ГЦК-структуры и их повороты в пространстве Эйлера

1.2.2 Текстуры прокатки

При холодной прокатке любого алюминиевого сплава образуется типичная текстура прокатки ГЦК, состоящая из двух волокон [40]: (i) α -волокна ($= \langle 100 \rangle$ параллельно нормальному направлению, НН (Рисунок 1.6), которое соединяет ориентацию $\{011\} \langle 112 \rangle$ «В» (текстура латуни) с ориентацией $\{011\} \langle 011 \rangle$ «G» (текстура Госсса); и (ii) β -волокна, которое соединяет три основных компонента текстуры «С» (текстура меди), «S» и «В». Оба типа волокон демонстрируют некоторые характерные рассеяния и пики, зависящие от предшествующей истории обработки. Формирование текстур в алюминиевых сплавах были

подробно исследованы и полностью описаны [41–43] с помощью передовых методов оценки текстуры (рентгеновская дифракция, EBSD).

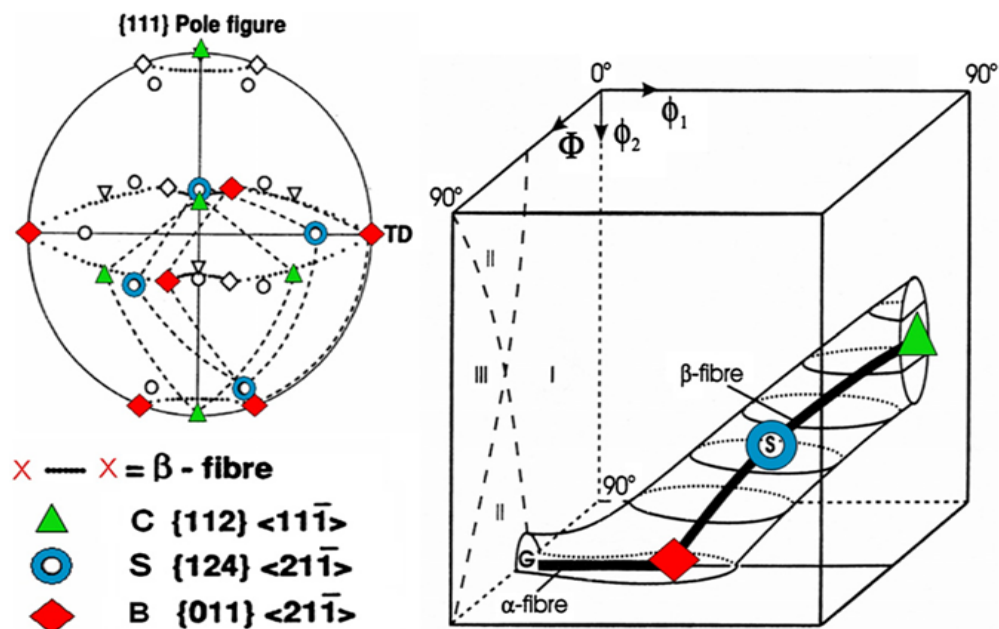


Рисунок 1.6 – Текстура прокатки ГЦК: волокна α и β

В процессе холодной прокатки любого алюминиевого сплава развивается типичная текстур прокатки ГЦК, состоящая из двух волокон [40]: (i) α -волокна ($= \langle 100 \rangle$ параллельно нормальному направлению, ND, которое соединяет ориентацию $\{011\} \langle 112 \rangle$ «В» с ориентацией $\{011\} \langle 011 \rangle$ «G» (текстура Госса) (Рисунок 1.6), возникающей при низких деформациях; и (ii) β -волокна, которое соединяет три основных компонента текстуры: «C» (текстура меди), «S» и «B» (текстура латуни). Оба волокна демонстрируют некоторые характерные рассеяния и пики в зависимости от исходной (литьевой или рекристаллизационной) текстуры и, следовательно, от предшествующей истории обработки. Текстуры рекристаллизации и прокатки алюминиевых сплавов были подробно исследованы в [40–42] с помощью методов оценки текстуры с помощью рентгеновская дифракция и EBSD.

Наиболее типичной текстурой рекристаллизации ГЦК является «классическая» кубическая компонента (Рисунок 1.7), которая появляется в большинстве горячекатаных алюминиевых сплавов с характерными сдвигами или рассеяниями пика ориентации [41].

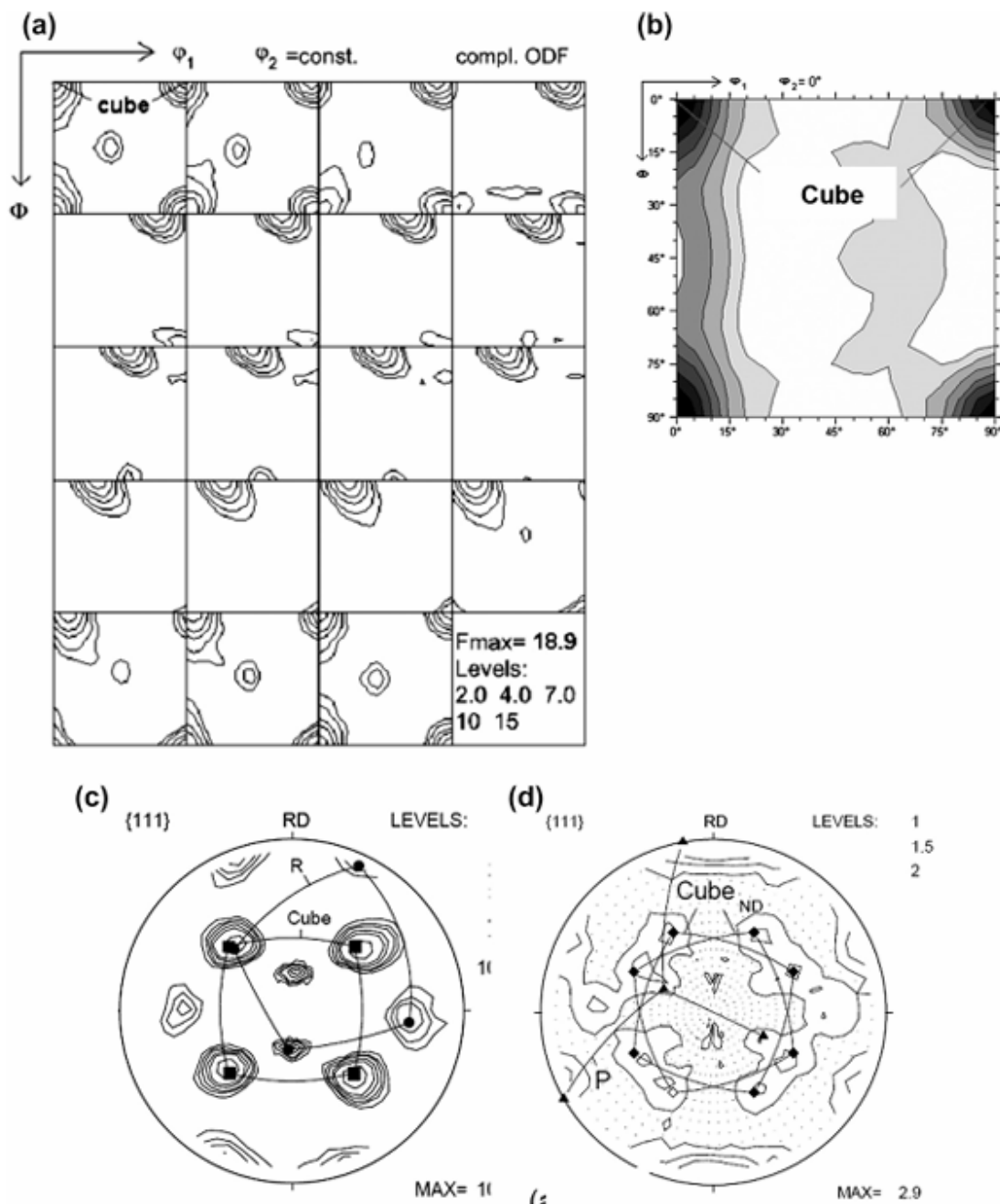


Рисунок 1.7 – Кубический компонент текстуры в алюминиевых сплавах: а – горячекатаный AA5182 Al-Mg (все карты ФРО), b – холоднокатаный и отожженный AA6016 Al-Mg-Si (только участок $\varphi_2 = 0$), c – кубическая и R-текстура в прокатанном с обжатию 95% алюминии коммерческой чистоты (AA1145), d – повернутая относительно НН кубическая и R-текстура в упрочняемом старением Al-Mg-Si (AA6111)

После холодной прокатки и отжига она доминирует в высокочистых алюминиевых сплавах. Однако также в не термообрабатываемых алюминий-магние-вых (АА5xxx) и в упрочняемых старением листовых сплавах Al-Mg-Si (АА6xxx) эта составляющая может зарождаться и значительно расти во время горячей прокатки и быстрого и высокотемпературного нагрева при необходимой окончательной обработке, [44].

Другим важным компонентом текстуры рекристаллизации в прокатанном и отожженном алюминиевом листе является компонент R (Рисунок 1.7, с), который близок к компоненту текстуры прокатки S, указывающий либо на рекристаллизацию *in situ*, либо на процесс зарождения, вызванный миграцией границ под действием деформации, с последующим ростом [45]. Он в основном встречается в сплавах, содержащих Fe (АА1xxx и АА8xxx), и обычно не наблюдается в прокатанных и рекристаллизованных сплавах Al-Mg (5xxx) и Al-Mg-Si (6xxx), а также в Al-Li сплавах. Можно заключить, что механизмы рекристаллизации, связанные с текстурой R, не являются доминирующими в этих сплавах. Текстура R интерпретируется как сохранившийся компонент текстуры прокатки S, но часто демонстрирует отчетливые различия в интенсивности и точном положении. Если зарождение куба подавляется на ранней стадии (например, за счет эффектов одновременного выделения частиц) или исчерпываются центры зарождения (например, при экстремальных деформациях прокатки, как при прокатке фольги), и другие центры зарождения неактивны, возникает R-ориентация, доля которой может быть существенной [46]. Однако некоторые характерные текстурные эффекты можно наблюдать в текстурах рекристаллизации. На рис.3d показан пик $\{011\} \langle 122 \rangle$ «Р» и $\{001\} \langle 310 \rangle$ «повернутый относительно НН куб».

1.2.3 Анизотропия механических свойств

Известно, что анизотропия механических свойств в алюминиевых сплавах однозначно связана с кристаллографической текстурой [47–50]. Однако не ясно, почему она имеет существенно более выраженный характер именно в сплавах с литием, в то время как текстура этих сплавов ничем не отличается от других алюминиевых сплавов.

Наиболее часто встречающаяся анизотропия сплава Al-Cu-Li связана с различными пределами текучести под разными углами оси нагружения и направлением прокатки или экструзии. Это называется «плоской анизотропией»; как правило, образцы, изготовленные под углами 45 или 60 градусов, имеют меньшую прочность и лучшую пластичность по сравнению с образцами, изготовленными под углами 0 или 90 градусов [51–53]. Изменение свойств по толщине изделий является еще одним распространенным признаком анизотропии, которое называется «толщинной анизотропией» [54–57]. Возникновение анизотропии свойств в основном обусловлено кристаллографической текстурой, ориентацией волокон и характеристиками упрочняющих частиц.

Важным фактором, ответственным за анизотропию свойств сплавов Al-Cu-Li в плоскости листа [58–60] является активация различных систем скольжения в процессе деформации, приводящая к неоднородному распределению центров зарождения фазы T_1 среди четырех различных плоскостей габитуса $\{111\}$. Таким образом, по различным направлениям образцов, в процессе старения будут выделяться различные объемные доли T_1 -фазы. Также было показано, что анизотропия тесно связана с текстурой сплава и это приводит к анизотропии прочности в зависимости от направления приложенной нагрузки [61,62].

Различные текстуры формируются в процессе производства сплава, а специфическая ориентация зерен сплава дополнительно влияют на распределение пластин T_1 -фазы наряду с их различной относительной ориентацией, поэтому анизотропия свойств является результатом взаимодействия нескольких факторов. В [63] исследовали анизотропию напряжений текучести сплава 2198 Al-Cu-Li и

обнаружили, что анизотропия для закаленного сплава в основном обусловлена сильной текстурой $\{110\} \langle 112 \rangle$, но для искусственно состаренного сплава анизотропия в основном обусловлена неоднородным распределением частиц T_1 на различных плоскостях $\{111\}$ матрицы. Значительная плоская анизотропия сплава 2195 Al-Cu-Li была обнаружена в [64], при этом рассматривали вклад анизотропии от кристаллографической текстуры и выделений.

Механизм взаимодействия выделений и дислокаций во время деформации исследовали в нескольких работах. Сферической формы упорядоченные по типу $L1_2$ частицы δ' (Al_3Li) фазы когерентны с матрицей и пересекаются дислокациями вдоль плоскостей скольжения $\{111\}$ матрицы. Поэтому по мнению авторов [63] эти частицы проявляют аналогичное с матрицей Al сопротивление движению дислокаций и не вносят вклад в анизотропию. Однако это мнение не совсем корректно, поскольку упорядоченные по типу $L1_2$ частицы δ' - фазы могут иметь отличный от матрицы механизм деформации и принципиально отличающуюся анизотропию свойств. Для сплавов на основе Al-Cu-Li микроструктура в основном характеризуется выделением пластинчатых частиц, таких как Θ' (Al_2Cu) фаза, Ω (Al_2Cu) фаза, S' (Al_2CuMg) и фаза T_1 (Al_2CuLi) [65–67]. Пластинчатые или стержнеобразные выделения значительно изменяют путь движения дислокаций матрицы из-за их специфической ориентации, а также различных критических приведенных напряжений сдвига [68].

Для кубических кристаллов ориентационный фактор в процессах деформации учитывается только в процессах глубокой вытяжки [69], в том числе при листовой штамповке. В последнем случае формуемость листового материала часто выражается такими параметрами, как коэффициент упрочнения при деформации « n -значение» и коэффициент анизотропии « r -значения» (коэффициент нормальной анизотропии, коэффициент Ланкфорда), которые легко измеряются при простых испытаниях на растяжение и поэтому используются при моделировании процесса штамповки. Однако для анизотропных текстурированных материалов существуют более сложные методы

моделирования формования [70]. Это модели деформации текстурированного поликристалла Закса, Тейлора, Бишопа-Хилла. [71].

Для формовки листового металла (например, глубокой вытяжки) важными параметрами являются среднее значение Ланкфорда r и плоская анизотропия Δr . Значения r для прокатанного листа обычно рассчитываются из истинных коэффициентов пластической деформации, принимая объем постоянным во время пластической деформации:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_l + \varepsilon_w)}, \quad (2)$$

где ε_w , ε_t и ε_l — истинные деформации вдоль ширины, толщины и длины образца соответственно (например, рассчитанные при деформации растяжением 0,1).

В текстурированном материале значение r сильно анизотропно. Среднее значение r и плоская анизотропия Δr (которая влияет на распределение деформации в плоскости листа) обычно определяются как:

$$r = (r_{RD} + 2r_{45} + r_{TD})/4; \quad (3)$$

$$\Delta r = (r_{RD} + r_{TD} - 2r_{45})/2,$$

где r_{RD} анизотропия в продольном направлении;

r_{45} - анизотропия в направлении 45°;

r_{TD} анизотропия в поперечном направлении.

На Рисунке 1.8 приведены три варианта текстур рекристаллизации полученные в холоднокатаном и отожженном листе сплава AA6010 (Al-Mg-Si), а на Рисунке 1.8,а, рассчитанные из этих текстур и экспериментальные значения коэффициентов Ланкфорда. На Рисунке 1.9 показаны величины выступов на фланцах штамповок, которые существенно увеличивают расход металла при штамповке массовых изделий (гильзы, банки). Видно, что кубическая текстура дает самые большие фестоны, поэтому в листах для глубокой вытяжки стремятся

избежать образования кубической текстуры. Самая подходящая для листовой штамповки это октаэдрическая текстура с плоскостью $\{111\}$, параллельной плоскости листа, поскольку в кубических кристаллах сопротивление деформации изотропно. К сожалению, в сплавах с ГЦК решеткой в отличие от ОЦК сплавов получить такую текстуру практически невозможно.

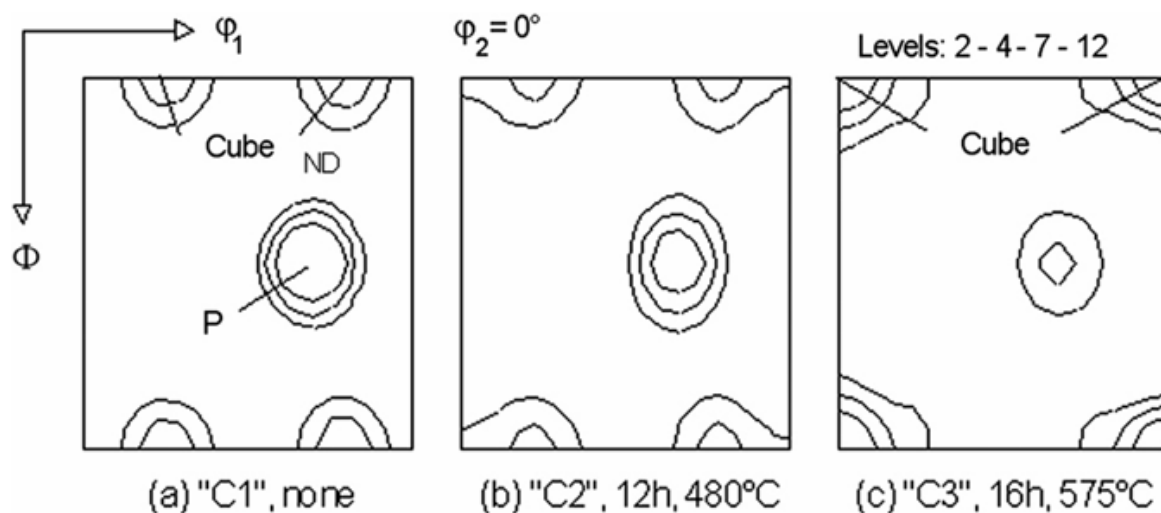


Рисунок 1.8 – Три типа текстуры, полученные в холоднокатаном и отожженном листе сплава AA6010 Al-Mg-Si

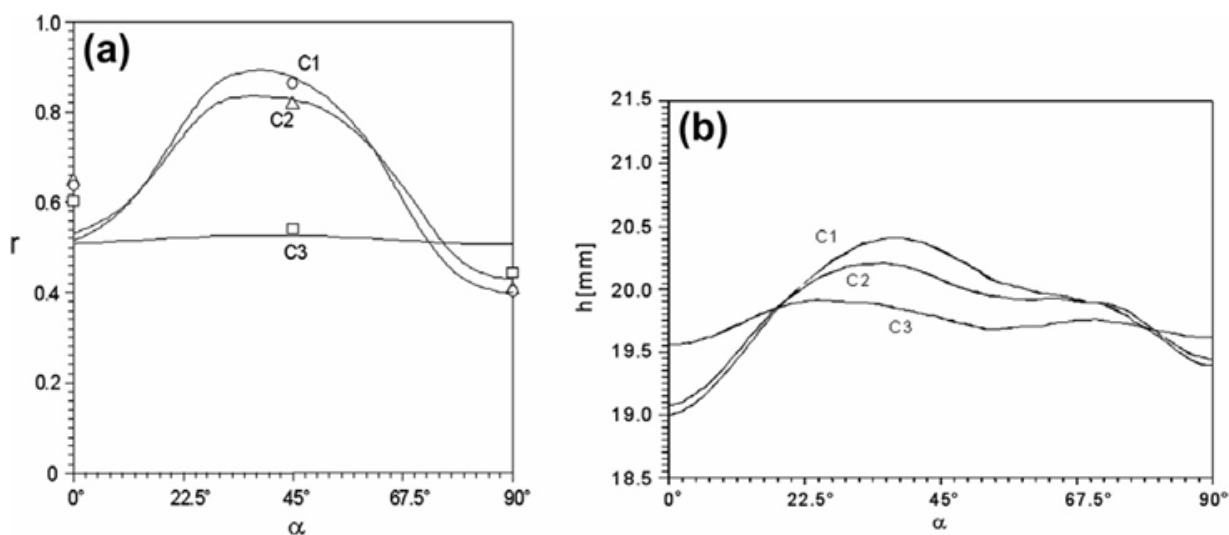


Рисунок 1.9 – Пластическая анизотропия для текстур: а – значения r (символы: экспериментальные данные; линии: смоделированные данные из текстур на рис.4); б – профили образования фестонов (выступы на фланцах штамповок)

В [72] исследовали влияние различных процессов деформации на микроструктуру и анизотропию свойств сплава 2195 Al-Cu-Li. Процессы деформации включали (Рисунок 1.10) горячую прокатку при 460 °C (HR) с 18 мм до 2 мм, холодную прокатку (CR) с 18 мм до 2 мм. Горячую прокатку + холодную прокатку (HR + CR), Горячая прокатка + отжиг при 360 °C + холодная прокатка (HR + IA + CR).

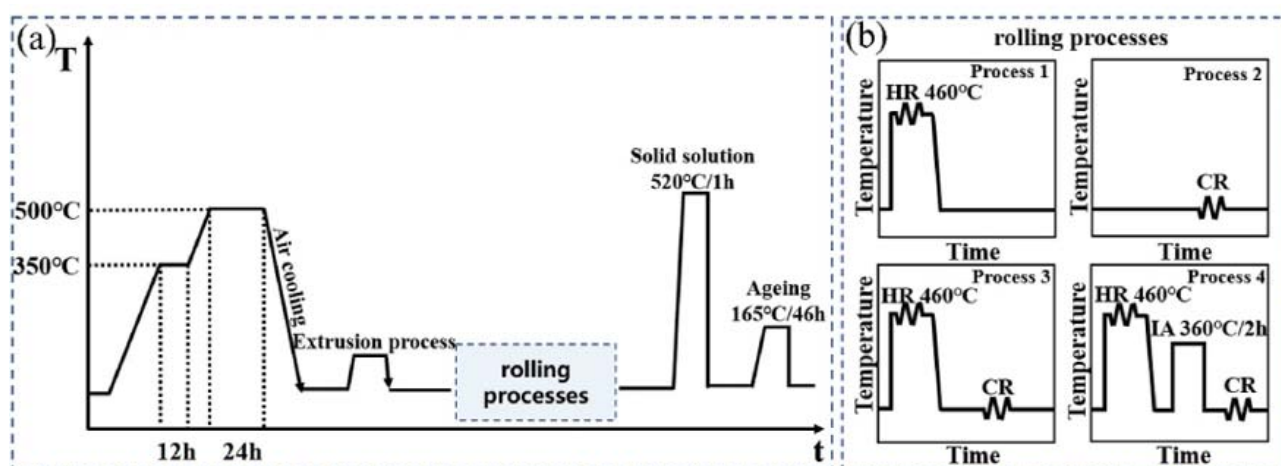


Рисунок 1.10 – Схема (а) термомеханического процесса обработки сплавов 2195, (б) четырех типов процессов прокатки

В таблице 1.2 показаны доли различных типов текстуры для четырех образцов, которые включали компоненты текстуры прокатки (S и меди) и рекристаллизации (текстура Госсса и R-куба)

Таблица 1.2 – Объемная доля текстуры (%) образцов, полученных различными процессами прокатки после обработки старением до пика растворения

Тип текстуры	S	Меди	Госсса	R-куба
HR	3,7	11	0,5	1,2
CR	7,6	1,2	4,5	5,4
HR + CR	5,3	4,9	5,2	/
HR + IA + CR	1,6	2,8	1,5	/

Образец, подвергнутый горячей прокатке, демонстрирует самый низкий предел текучести, самое высокое удлинение и самый высокий уровень анизотропии (Рисунок 1.11). Образец, подвергнутый горячей прокатке + холодной прокатке с промежуточным отжигом (HR + IA + CR) характеризуется сочетанием высокого предела текучести, хорошего удлинения и самого низкого уровня анизотропии. Последнее обусловлено самой низкой степенью текстурированности (Таблица 1.2). На Рисунке 1.12 приведены величины коэффициентов Ланкфорда для трех направлений листов (НП, 45° и ПН), полученные по 4-м режимам прокатки. Самые высокие значения R получены на образцах, испытанных в ПН, что можно объяснить типом текстуры, кога в направлении прокатки располагается ориентировка с самым низким сопротивлением деформации по сравнению с другими направлениями листа.

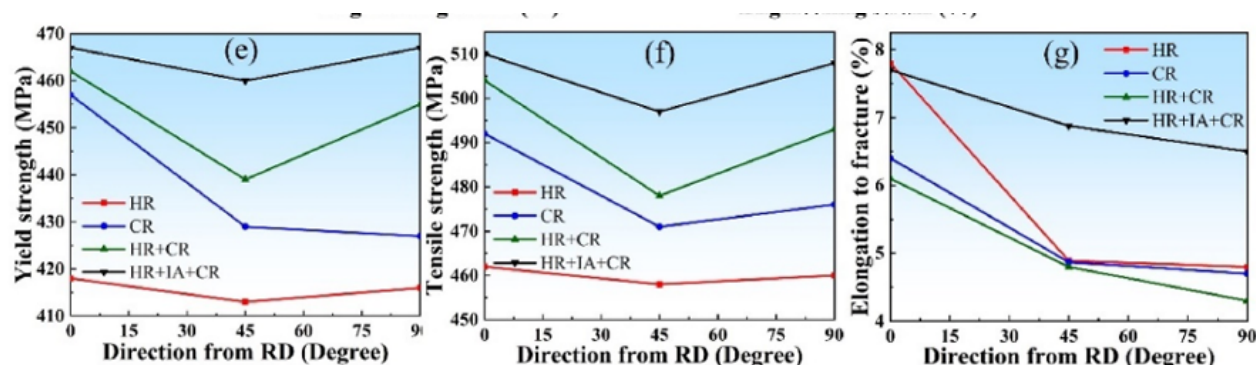


Рисунок 1.11 – Предел текучести, предел прочности и относительное удлинение (е–г) четырех типов образцов для трех направлений нагружения

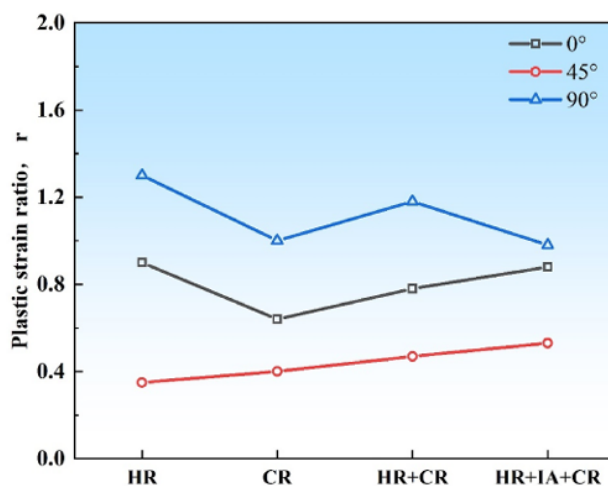


Рисунок 1.12 – Значения R образцов, полученных различными способами прокатки вдоль направлений 0° , 45° и 90°

В [73] исследовали анизотропию показателей твердости сплава Al-2,66Cu-1,13Li в процессе искусственного старения (Рисунок 1.13). Было показано, что без предварительного растяжения наблюдается неоднородное расположение частиц пластинчатых T_1 (Al_2CuLi) вдоль разных направлений. Показатели твердости различаются между включениями T_1 -фазы ориентированных ребром или лицевой частью из-за высокого коэффициента формы выделений (форма включений диски диаметром ~ 200 и толщиной ~ 2 нм), что обусловило анизотропию твердости (Рисунок 1.14, а). После предварительного растяжения T_1 -фаза выделяется в виде дисперсных частиц, что способствует изотропии показателей твердости в процессе искусственного старения (Рисунок 1.14, б).

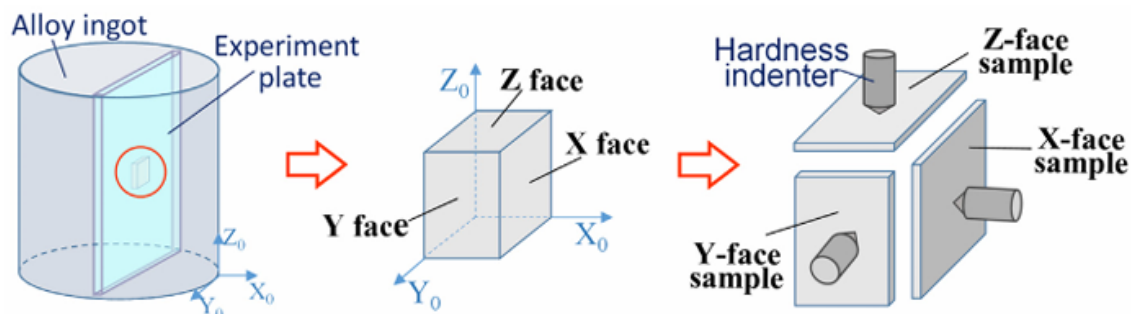


Рисунок 1.13 – Вид системы координат и ориентационных соотношений для образцов и методов измерения твердости

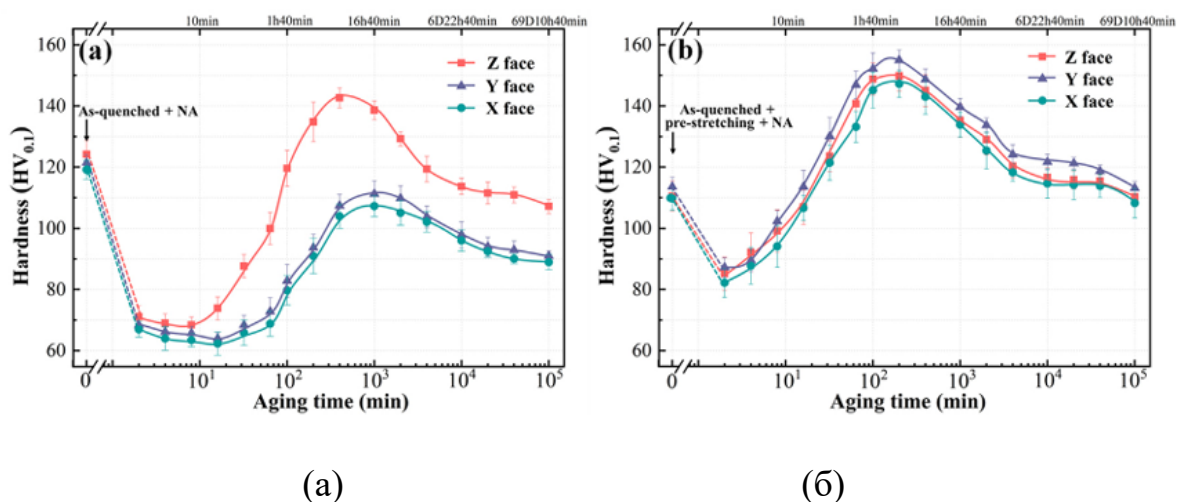


Рисунок 1.14 – Изменение твердости различных образцов в процессе искусственного старения при 200 °С: а – без предварительного растяжения; б – с предварительным растяжением перед старением

1.3 Формирование остаточных напряжений при различных процессах обработки материалов

Остаточные напряжения играют важную роль во многих технологических процессах, поскольку в значительной мере определяют их эффективность с точки зрения обеспечения необходимого уровня служебных свойств. Экспериментальное определение величины остаточных напряжений в основном осуществляется дифракционными методами, при этом как в случае рентгеновского [74, 75] так и нейтронного излучений [76-78] используют в основном метод “ $\sin^2\Psi$ ”. При всех преимуществах этого метода он может дать существенные ошибки при наличии в материале градиента параметров решетки по глубине образца. В работах [79-81] предложена методика оценки остаточных напряжений, основанная на анизотропии упругих свойств, которая применима в случае поверхностного градиента периодов решетки.

1.3.1 Формирование остаточных напряжений в сварных соединениях

Технология сварки широко применяется в автомобильной, авиационной, ядерной, судостроительной и других отраслях промышленности из-за ее низкой стоимости, геометрической гибкости и приемлемых механических свойствах [82]. С другой стороны, сварка сопряжена с некоторыми вредными воздействиями на сварные конструкции, такими как микротрещины, дефекты, высокая концентрация напряжений и растягивающие остаточные напряжения. Поэтому с точки зрения расчета на усталость, сварные участки считаются слабыми структурными компонентами, в которых легко обнаруживаются трещины и растягивающие остаточные напряжения [83].

Результирующая величина остаточных напряжений в сварной конструкции складывается из следующих компонентов: (1) напряжений, связанных с градиентом температурного поля; (2) напряжений, вызванных деформацией решетки при фазовых превращениях, включающих полиморфные превращения и выделения интерметаллидных фаз и фаз внедрения; (3) межфазных термических напряжений, обусловленных различием ТКЛР для различных фаз. Для управления двумя последними компонентами остаточных напряжений важную роль играют исследования количественного фазового состава, объемных эффектов превращений, текстуры и оценки величин ТКЛР твердых растворов и упрочняющих фаз. При этом последние задачи можно решить только методом высокотемпературной рентгенографии.

За последние несколько десятилетий для улучшения усталостных характеристик сварных соединений были разработаны многочисленные методы обработки после сварки, включая шлифовку, ударную обработку и дробеструйную обработку [84]. Эти виды обработки обычно подразделяются на две разные категории: методы улучшения геометрии и методы модификации остаточного напряжения. Методы улучшения геометрии, такие как шлифование, направлены на устранение дефектов и снижение концентрации напряжений в свариваемых компонентах. В то время как методы модификации остаточного

напряжения, такие как ударная обработка и дробеструйная обработка, делают упор на введение полезных сжимающих остаточных напряжений и улучшение распределения остаточных напряжений в сварных соединениях [85].

В работе [86] приведены результаты исследования остаточных напряжений, создаваемых сварным швом из разнородных металлов между аустенитной нержавеющей сталью AISI 316L (N) и ферритно-мартенситной сталью P91. Остаточные напряжения при сварке были измерены пятью экспериментальными методами, включая (I) нейтронографию (ND), (II) дифракцию рентгеновских лучей (XRD), (III) контурный метод (CM), (IV) инкрементное сверление глубоких отверстий (iDHD) и (V) инкрементное сверление центрального отверстия (iCHD).

Измерения остаточных напряжений проводились в трех ортогональных направлениях. Продольное остаточное напряжение параллельно длине сварного шва, поперечное остаточное напряжение перпендикулярно длине сварного шва, а нормальное направление проходит через толщину образца. Предполагалось, что это основные направления напряжений. Измерение постоянной решетки в зависимости от направления и положения на образцах без напряжения использовалось для расчета деформаций в соответствующих направлениях напряжений.

Методы сверления отверстий, использованные в этом исследовании, были разделены на два типа с использованием методов инкрементного сверления центрального отверстия (ЦО) и глубокого сверления (ГС) соответственно. Метод глубокого сверления (ГС) основан на аналитическом решении для деформации отверстия в бесконечной пластине при двухосном нагружении. Искажение диаметра эталонного отверстия в плоскости, перпендикулярной оси эталонного отверстия, используется для определения поля остаточных напряжений в плоскости.

Контурный метод, который попадает в категорию разрушающих методов измерения ОН, представляет собой способ определения двумерного поперечного сечения одного компонента поля ОН в образце. Это трехэтапный процесс, как показано на Рисунке 1.15, при котором исследуемый объект сначала разрезается

для снятия напряжений, действующих перпендикулярно поверхности среза. Затем измеряются и усредняются деформации двух поверхностей среза. Эта усредненная поверхность затем используется в качестве входных граничных условий для использования МКЭ, в которой деформированная поверхность снова становится плоской, и рассчитываются силы, необходимые для этого.

При разрезании образца нормальные напряжения и напряжения сдвига в плоскости разреза снимаются, и создаются две поверхности без трения. Требования к репрезентативному и, следовательно, успешному анализу методом конечных элементов заключаются в том, что все релаксации на поверхности разреза должны происходить в упругом режиме, чтобы сам процесс резки не создавал никаких напряжений, которые будут влиять на деформацию поверхности разреза, и что ширина реза, измеренная в исходной недеформированной части, должна быть постоянной по всей ее длине. Это последнее требование или допущение обычно упрощается, говоря, что поверхность разреза должна быть идеально плоской в пространстве, и поэтому все отклонения от планарности можно отнести к деформации, вызванной релаксацией напряжений. В свете этих требований проволоочная электроэрозионная обработка обычно используется для контурного метода, который представляет собой технологию бесконтактной резки, которая не создает никаких напряжений в материале во время резки.

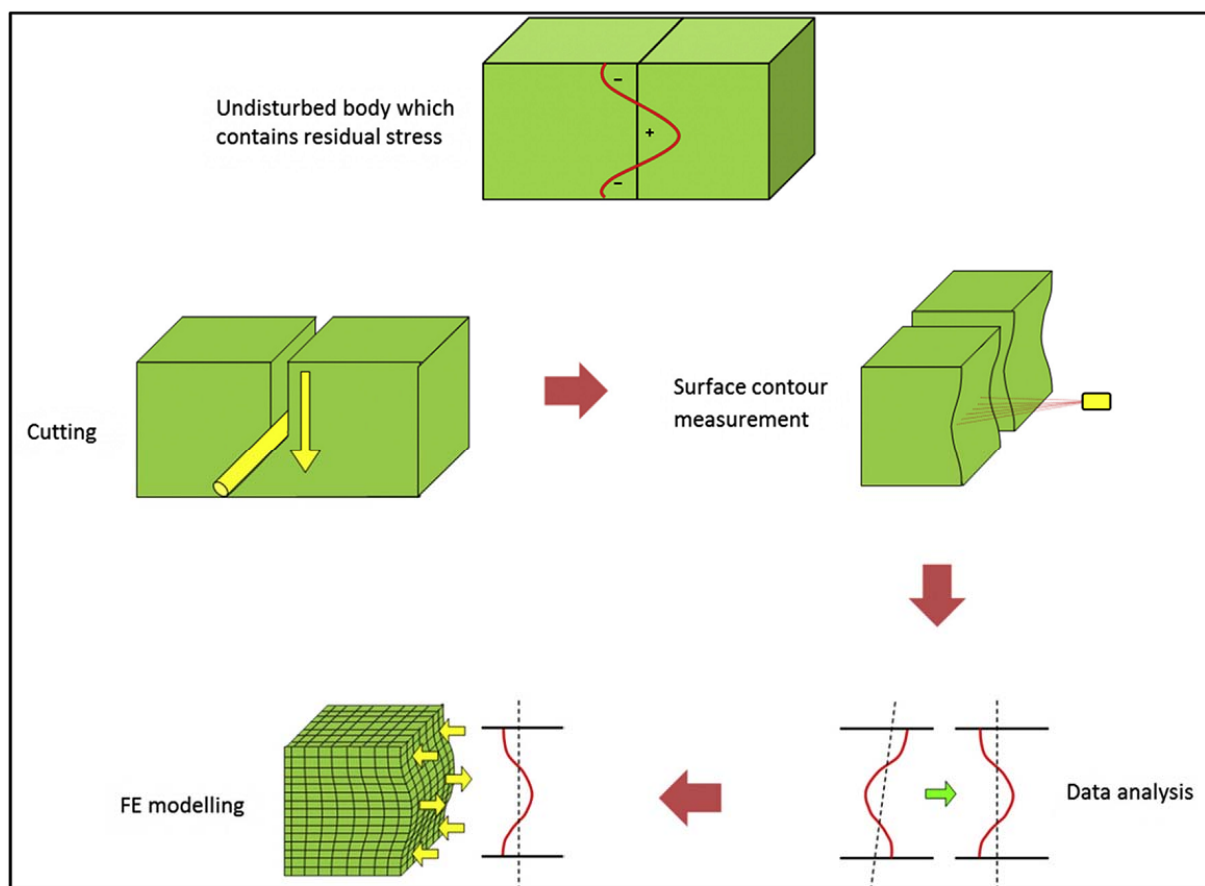


Рисунок 1.15 – Измерение напряжения контурным методом

По достигнутым результатам можно сделать вывод, что, общее распределение напряжений имеет М-образную форму с растягивающими напряжениями примерно 400 МПа в основном материале с обеих сторон сварного шва и сжимающими напряжениями аналогичной величины в сварном шве (Рисунок 1.16). Это характерно для сварных швов с высокоэнергетическим пучком, где расплавленная зона сварного шва претерпевает низкотемпературное твердотельное фазовое превращение из ГЦК в ОЦК на заключительных стадиях охлаждения. Пиковые растягивающие напряжения в середине толщины возникают вблизи границы сплавления на стороне AISI 316L (N) и сразу за пределами ЗТВ на стороне P91. Пиковые напряжения с обеих сторон примерно равны в диапазоне 370–460 МПа. Область немного более высокого пикового напряжения также видна на карте контурного метода на стороне P91 при толщине около $\frac{1}{4}$ толщины шва.

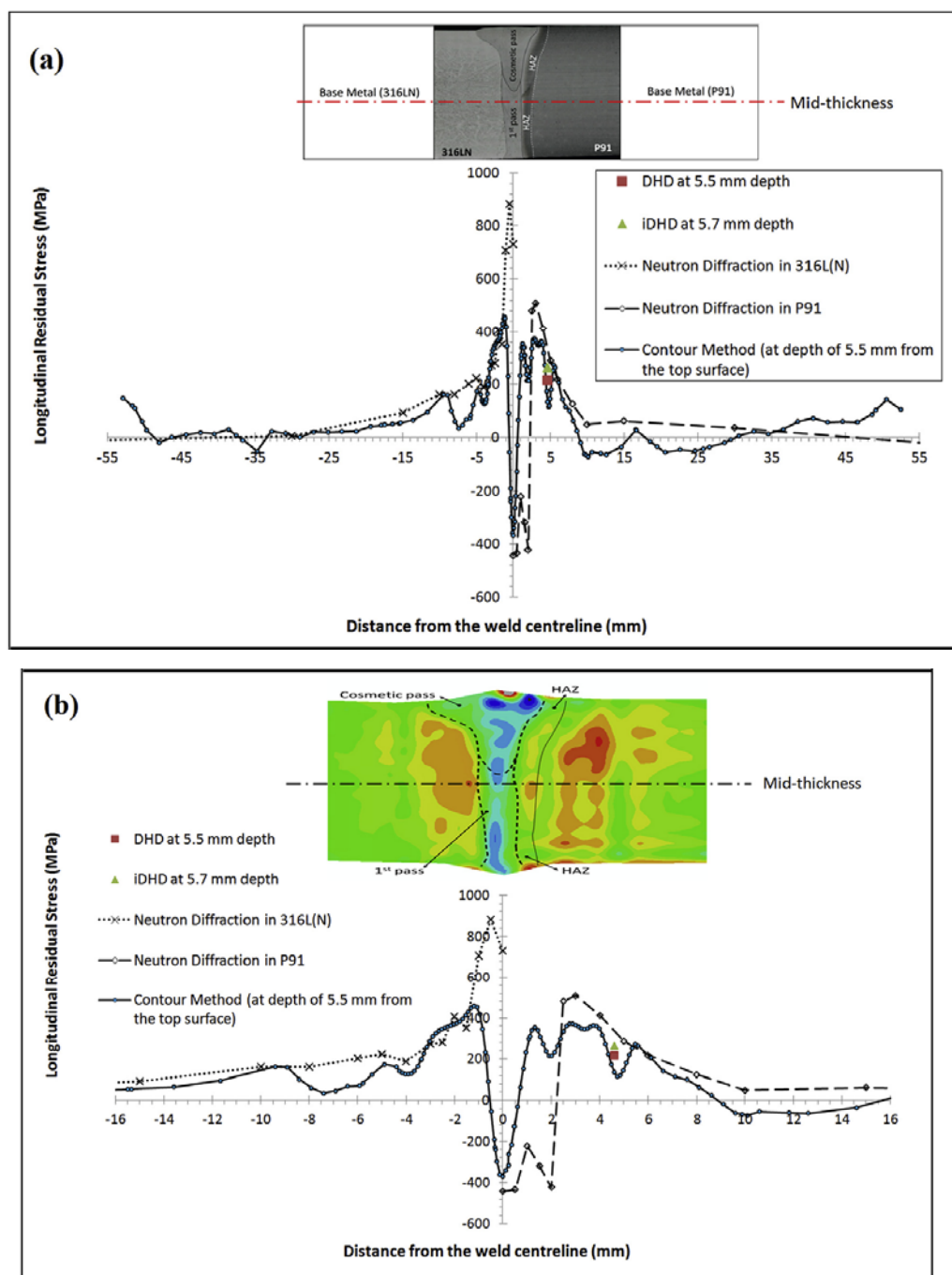


Рисунок 1.16 – Сравнение методов измерения RS на средней толщине, (а) на полной ширине и (б) на 32 мм по центру границы плавления

В работе [87] приведены результаты исследования с помощью моделирования МКЭ и дифракции нейтронов влияния на остаточные напряжения в сварном шве эффекта химического разбавления путем добавления в сварной шов стабилизирующих аустенит легирующих элементов с целью снижения температуры мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Комбинированная

термометаллургическая + механическая (ТММ) модель, которая учитывала эффект химического разбавления, была разработана для моделирования сложных явлений многопроходной низкотемпературной сварки. Получено хорошее совпадение результатов МКЭ прогнозирования с экспериментальными измерениями, что подтверждает работоспособность предлагаемой модели. Показано, что деформация мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения вносит большие сжимающие остаточные напряжения (минус 500 МПа) в зону сварного шва и эта величина тесно связана с химическим разбавлением сварочной ванны.

Результаты моделирования показали, что химическое разбавление помогло уменьшить большие локализованные остаточные растягивающие напряжения за счет модуляции процесса фазового превращения, и одного слоя многослойного шва было достаточно для создания высоких сжимающих напряжений вблизи поверхности сварного шва (~2,5 мм), что имеет большое значение для комплекса механических свойств сварных конструкций.

На Рисунок 1.17 представлено сравнение вариаций остаточных напряжений вдоль лицевой части сварного шва с использованием трех различных допущений. Пурпурная кривая обозначает случай, когда отсутствует фазовое превращение; синяя кривая учитывает только объемную деформацию; а красная включает как объемную, так и TRIP-деформацию (деформацию сдвигового превращения). По сравнению с результатами измерений (черная кривая) наиболее точный прогноз получается, когда учитываются как деформации ϵ^{trV} , так и ϵ^{trP} .

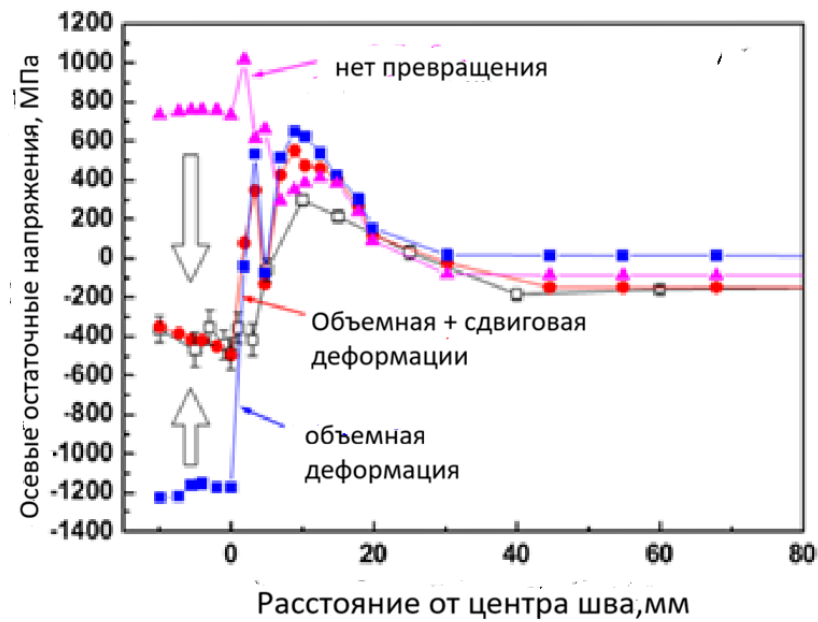


Рисунок 1.17 – Влияние на остаточное напряжение фазового превращения

В работах [88–90] приведены результаты развития контурного метода с целью расширения его возможностей для оценки напряженного состояния сварных соединений.

1.3.2 Сварка трением с перемешиванием

Повысить эксплуатационные характеристики сварных соединений возможно за счет применения новых эффективных технологических процессов, таких как сварка трением с перемешиванием (СТП). В этом процессе вращающийся инструмент, состоящий из рабочего стержня (пин) с различным рельефом поверхности и опорного бурта (заплевика), медленно погружают встык соединяемых деталей на глубину, примерно равную толщине соединяемых кромок; при этом опорный бурт опирается на поверхность кромок (Рисунок 1.21). Материал кромок за счет выделяющегося при трении тепла нагревается до вязкого состояния. Поступательное перемещение вращающегося инструмента по стыку создает пластическое течение материала и выносит его в зону, освобождающуюся позади движущегося инструмента, что приводит к образованию шва.

Процесс СТП обеспечивает многочисленные преимущества, обусловленные тем, что сварка происходит без расплавления металла [91–93]. Прежде всего, это низкие остаточные напряжения и соответственно малые деформации и искажение формы заготовки, хорошая стабильность размеров и воспроизводимость процесса, отсутствие потерь легирующих элементов, тонкая микроструктура, отсутствие трещин. Сварные соединения листов из сплавов с литием, выполненные СТП, позволяют повысить коэффициент прочности соединения от 55–60%, характерных для сварки плавлением до 70–75% [94].

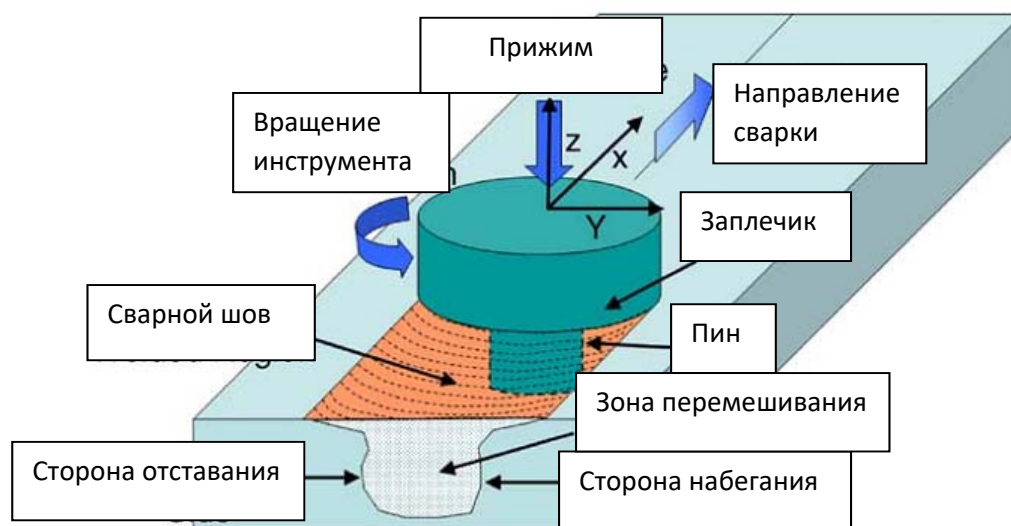


Рисунок 1.18 – Схема процесса сварки трением с перемешиванием

Процесс СТП характеризуется сочетанием процессов деформационного и термического воздействия, которые формируют сложное структурно-фазовое состояние, исследования которого включают изучение механических свойств, микроструктуры, текстуры, фазового состава и остаточных напряжений [91, 95–99]. Отмечено [99], что СТП характеризуется существенно более низкими значениями ОН по сравнению со сваркой плавлением, которые редко превышают 100 МПа, однако эти напряжения оказывают существенное влияние на усталостные свойства и характеристики разрушения. Обнаружено [91, 98, 99],

что распределение ОН в зависимости от расстояния от центра шва имеет «М-образный» характер, при этом пиковые значения напряжений располагаются на границе зоны перемешивания.

Значительную экономию веса стрингерных соединений авиационных конструкций фюзеляжа и крыльев дает замена сваренными СТП заклепочных соединений, вынужденно применяемых для не свариваемых расплавлением сплавов алюминия [100]. Последнее значительно упрощает технологию сборки, позволяет повысить уровень ее автоматизации и снизить вес из-за замены соединения внахлест стыковым соединением, а также за счет повышения прочности конструкции в результате устранения разрыва между заклепками. Кроме того, СТП не требует защитного газа, операций очистки и шлифовки поверхности, обеспечивает улучшенное использование материалов (например, соединение разной толщины и разнородных материалов), затрачивает только 2,5% энергии, необходимой для лазерного сварного шва и в конечном счете приводит к снижению расхода топлива в облегченных самолетах, автомобилях и кораблях.

Еще одним преимуществом использования СТП является соединение разнородных материалов, что позволяет оптимизировать весовые характеристики самолетов. Так было бы чрезвычайно полезно выпускать бифункциональный лонжерон, который в верхней своей части был бы оптимизирован к нагрузкам сжатия, а в нижней части – к нагрузкам растяжения. Такая оптимизация позволила бы снизить вес каждой из рассматриваемых частей и тем самым снизить вес всего лонжерона, что является фундаментальной задачей современного самолетостроения, поскольку дает возможность сократить затраты на эксплуатацию самолета.

1.3.3 Поверхностное ударное упрочнение

Дробеструйная обработка значительно повышает усталостную стойкость инженерных компонентов за счет введения полей остаточных напряжений сжатия в поверхностные слои материала. Однако релаксация остаточных напряжений при

циклическом нагружении критически снижает точность прогнозирования усталостной долговечности. В статье [101] предложен способ прогнозирования релаксации вызванных дробеструйной обработкой остаточных сжимающих напряжений при усталостном нагружении, что позволяет прогнозировать распределение полей остаточных напряжений в условиях многоциклового усталости.

Ультразвуковая ударная обработка (УЗКУО) – это метод обработки [102], который использует иглы или молотковые стержни для воздействия на сварочную поверхность с высокой ультразвуковой частотой 18000–27000 Гц. УЗКУО не только снижает локальную концентрацию напряжений за счет изменения геометрии носка сварного шва, но также создает сжимающие остаточные напряжения за счет устранения растягивающих остаточных напряжений. Были проведены многочисленные исследования влияния УЗКУО на остаточные напряжения сварного шва и усталостные характеристики сварных соединений [103–106]. Были разработаны численные модели для прогнозирования распределения остаточных напряжений и усталостных характеристик сварных соединений, обработанных УЗКУО [104, 107]. Также проводились экспериментальные исследования УЗКУО [103, 104, 106].

Различные методы измерения, такие как дифракция рентгеновских лучей и дифракция нейтронов, были использованы для получения экспериментальных данных для проверки смоделированных остаточных напряжений. В большинстве случаев было обнаружено, что УЗКУО создает сжимающие остаточные напряжения на различной глубине и улучшает усталостные характеристики сварных соединений. Turski et al. [103] обнаружили, что УЗКУО создает поля остаточных напряжений сжатия глубиной около 2 мм для нержавеющей стали 304. Лю и др. в [104] измерили остаточные напряжения сварных соединений из высокопрочной стали, обработанной УЗКУО.

Результаты показали, что УЗКУО оказывает одинаковое влияние на продольные и поперечные напряжения и создает слой остаточных напряжений сжатия глубиной до 4 мм. Foehrenbach et al. [105] разработали эффективный

расчетный метод прогнозирования остаточных напряжений, вызванных процессом УЗКУО, с использованием коммерческого пакета программного обеспечения МКЭ. Было обнаружено, что после обработки УЗКУО возникают сжимающие остаточные напряжения вплоть до предела текучести основного материала. Дехтяр и др. [106] исследовали влияние УЗКУО на усталостное поведение образцов Ti-6Al-4V. Основываясь на экспериментальных данных, можно выявить, что УЗКУО вводил сжимающие напряжения минус 570 МПа, достигая двух третей предела текучести материала. Усталостная прочность сварных соединений увеличилась на 60% за 10^7 циклов, а усталостная долговечность увеличилась в 10^2 раза при амплитуде напряжений 300 МПа.

В работе [108] исследовали влияние ультразвуковой ударной обработки (УЗКУО) на распределение остаточных напряжений в стыковом и Т-образном сварных соединениях. Сопоставляли результаты, полученные экспериментально рентгеновским расчетами МКЭ.

В последние годы большое внимание уделяется формированию сжимающих остаточных напряжений лазерным ударом [109–111]. В ряде работ исследовали формирование остаточных напряжений в результате лазерного удара. В [109] исследовали ОН в листах сплава системы Al-Cu-Li AA2198 толщиной 3,2 мм и 4,8 мм. ОН, измеренные сверлением отверстий и рентгеновским методом показали аналогичные результаты. ОН не зависели от толщины листа, распространялись на глубину более 1 мм, максимум которых находился на глубине 0,1–0,2 мм и составлял от минус 100 до минус 400 МПа. Меньший размер лазерного фокуса приводил к более высоким сжимающим ОН вблизи поверхности, но меньшей глубине проникновения. В работе [110] исследовали влияние различных условий лазерного удара на ОН в листах сплава AA 7050 толщиной 10 мм и 30 мм. Величина ОН варьируется от минус 100 до минус 400 МПа, а глубина их проникновения значительно превышает 1 мм при плотности мощности лазера 3,5 ГВт/см² для листов обеих толщин.

Рентгеновским методом $\sin^2\psi$ определяли распределение остаточных напряжений по сечению 1,8 мм листов мартенситной нержавеющей стали и

оценивали их влияние на высокоцикловую (10^7 циклов) усталость [112]. В поверхностных слоях обнаружены сжимающие напряжения, достигающие минус 500 МПа, которые переходят в средних слоях в растягивающие, достигающие 200 МПа. При этом разрушение возникало исключительно в областях с высокими растягивающими напряжениями. Поэтому важную роль авторы отводят корректировке профиля остаточных напряжений с учетом перераспределения напряжений при удалении слоев материала во время измерения. В результате такой корректировки переход от сжимающих к растягивающим напряжениям смещается на $\sim 0,2$ мм в сторону поверхности.

1.3.4 Аддитивные технологии

Селективное лазерное плавление (СЛП), является перспективной технологией для консолидации металлических порошков и производства сложных 3D-компонентов. Локальный нагрев и охлаждение во время СЛП приводят к сложному распределению остаточных напряжений (ОН), которые могут достигать величин, близких к пределу текучести материала, что существенно влияет как на процесс производства, так и на механические характеристики конечной детали. Размер и ориентация ОН сильно зависят от ключевых параметров печати, таких как мощность лазера, скорость сканирования и стратегия сканирования. Как правило, растягивающие напряжения являются результатом усадки материала при охлаждении, тогда как сжимающие напряжения вызваны фазовыми превращениями, такими как превращение аустенита в мартенсит, бейнит или феррит.

В работе [113] исследовали влияние нагрева платформы при СЛП на величину остаточных напряжений и усталостную долговечность стали Maraging 300. Показано, что СЛП приводит к растягивающим ОН в долевом направлении, которые увеличиваются от 100 до 500 МПа при удалении от поверхности на 130 мкм, при этом ОН практически отсутствуют в поперечном направлении. В работе [114] исследовали остаточные напряжения и деформации в аустенитной стали

316L и мартенситной высокопрочной стали M350, полученных методом лазерного спекания порошкового слоя, при различных параметрах процесса. Для стали 316L на поверхности полученных образцов наблюдаются высокие остаточные напряжения растяжения, достигающие значений, близких к пределу текучести. По сравнению с 316L, образцы M350 демонстрируют значительно меньшие остаточные напряжения и деформации, несмотря на более высокий предел текучести. В работе [115] исследовали эволюцию остаточных напряжений в компонентах из Inconel 718, изготовленных методом SLM, как в исходном состоянии, так и после обработки методом ГИП. Показано, что процесс SLM вызывает сильно анизотропные, неоднородные остаточные напряжения, которые могут быть более равномерными и ослабленными с помощью HIP.

В работе [116] исследовали образование локальных остаточных напряжений в деформированной пластине из никелевого сплава, подвергнутой лазерному сканированию при девяти вариантах мощности лазера и скорости сканирования, соответствующих оптимальному диапазону плавления в лазерно-лучевой наплавки. Растягивающие напряжения были сконцентрированы вблизи зоны взаимодействия с лазером, в то время как сжимающие напряжения развивались у дна зоны расплавления. Увеличение плотности энергии лазера приводило к расширению зоны растяжения вглубь образца. В работе [117] установлено ранжирование влияния параметров процесса ЛС на величину остаточных напряжений в сплаве Al-4,71Mg-0,86Sc-0,27Zr. Показано, что интенсивность этого влияния снижается в последовательности скорость сканирования, мощность лазера, шаг сканирования. Остаточные напряжения в направлении сканирования выше, чем в поперечном направлении. Показано, что комплексная оптимизация параметров технологии позволила снизить величину остаточных напряжений с 316 до 197 МПа.

Аддитивное фрикционное осаждение с перемешиванием (AFSD) — это новый метод твердофазного аддитивного процесса, разработанного на основе принципа сварки трением с перемешиванием [118]. Этот метод благодаря отсутствию процесса плавления-затвердевания, характерного для традиционной

аддитивной технологии решает проблемы пористости, трещин и остаточных напряжений. В процессе AFSD взаимодействие между исходными материалами и высокоскоростными вращающимися печатающими головками приводит к сильной пластической деформации при температурах ниже точки плавления, в результате чего образуются мелкие равноосные рекристаллизованные зерна. Это позволяет компонентам, изготовленным методом AFSD, демонстрировать механические свойства, аналогичные кованным изделиям.

В работе [119] методом аддитивного фрикционного осаждения получали многослойные структуры из сплавов алюминия 6061-T6 и 7075-T6. Измерение остаточных напряжений методом нейтронной дифракции выявила повышенные растягивающие напряжения (менее <100 МПа) в структуре с чередующимися сплавами по сравнению с эталонным образцом с одним сплавом (менее <50 МПа), что обусловлено более высоким пределом текучести Al7075.

В обзоре [120] обобщаются последние исследования по аддитивному фрикционному осаждению алюминиевых сплавов, рассматривается взаимосвязь между параметрами процесса, микроструктурой и механическими свойствами. Значительное внимание уделяется вопросам влияния параметров процесса на распределение и размер частиц второй фазы, определению оптимальной для каждого алюминиевого сплава температуры обработки AFSD, разработке адаптированных к процессу AFSD методов неразрушающего контроля. В обзоре большое внимание уделяется исследованию вопросов влияния параметров процесса на формирование текстуры с учетом уникальной чувствительности текстуры к термомеханическим процессам. Показано, что процессы АФО преобразуют текстуру прокатки исходного материала в комбинацию текстур сдвига, деформации и рекристаллизации. Отмечено снижение интенсивности текстуры в дефектных участках, что делает перспективным использование текстуры для выявления дефектов материала. Отмечена необходимость исследования влияния параметров процесса и финишной термообработки на остаточные напряжения для обеспечения прогнозирования геометрии и механических свойств изделия.

Заключение по литературному обзору

Сплавы системы Al-Cu-Li по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами обладают более высокими показателями удельной прочности и жесткости, высокой трещиностойкостью и меньшей плотностью и могут заменить в авиации многие алюминиевые сплавы. Однако этому в значительной степени препятствует анизотропия механических свойств, которая выше, чем у всех остальных алюминиевых сплавов, при том, что текстуры у них почти не отличаются. Этот эффект в большинстве работ связывают с наличием большого количества интерметаллидных фаз, в основном это δ' -фаза (Al_3Li) с $\text{L}1_2$ решеткой и T_1 -фаза с ГПУ решеткой.

Однако в исследованиях анизотропии свойств Al-Cu-Li сплавов основное внимание уделяется текстурному фактору, при этом роли в анизотропии свойств особенностей интерметаллидных фаз посвящено значительно меньше работ, что затрудняет комплексное решение проблемы анизотропии свойств этих сплавов. Практически отсутствуют работы, посвященные исследованиям послойной неоднородности ориентаций твердого раствора и интерметаллидных фаз в листовых полуфабрикатах.

Очень мало работ по исследованию формирования в сплавах Al-Cu-Li остаточных напряжений, полностью отсутствуют результаты экспериментальных определений значений ТКЛР с помощью высокотемпературной рентгенографии, как для самих твердых растворов, так и для интерметаллидных фаз.

В этой связи целью настоящей работы являлась разработка и совершенствование количественных методик исследования и контроля фазового состава, кристаллографической текстуры и остаточных напряжений, в том числе их послойной неоднородности применительно к листам, слитку и СТП соединениям 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 и усовершенствовать методики оценки количественного фазового состава сплавов Al-Cu-Li, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg и Al-Mg.
2. Проанализировать точность измерения остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Li различными методиками и выявить наиболее эффективную методику для оценки остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Li.
3. Усовершенствовать количественные методы оценки фазового состава и характеристик интерметаллидных фаз в сплавах Al-Cu-Li, включая исследование послойной неоднородности текстуры и фазового состава по сечению листов и СТП соединений сплавов Al-Cu-Li,
4. Методом высокотемпературной рентгенографии определить термические коэффициенты линейного расширения δ' и T_1 интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu-Li
5. Исследовать формирование текстуры, остаточных напряжений и фазового состава в различных зонах СТП соединений в сплавах 1420, В-1461, 1465ч и А2519.

ГЛАВА 2. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

Исследовали листы из сплавов Al-Cu-Li 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 искусственное старение. Кроме этого исследовали сварные соединения из сплавов В-1461, 1424, 1565ч и А2519, полученные сваркой трением с перемешиванием (СТП). Содержание легирующих элементов в сплавах приведено в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Содержание основных легирующих элементов в исследуемых сплавах, % (мас)

Сплав	Cu	Li	Mg	Ag	Mn	Zn
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	0,32	0,226	-	-
В-1481	3,24	1,05	0,39	0,254	-	-
1424	-	2,1	5,2	-	-	-
1565ч	-	-	5,87	-	0,83	0,81
А2519	5,64	-	0,23	-	0,33	-

Исследовали также плоский слиток сплава 1441 сечением 300×1100 мм, выплавленного в условиях АО «КУМЗ» в промышленном литейном агрегате, включающим индукционную тигельную печь и электрический вакуумный миксер. Из слитка вырезали образцы с гранями, нормальными к направлению длины (НД), ширины (НШ) и высоте (НВ) слитка.

Сплавы 1441, В-1461, В-1469, В-1480 и В-1481 исследовали в состояниях после быстрой кристаллизации БК, обычной закалки и в термоупрочненном состоянии – после закалки и старения. Дискретные БК волокна получали в установке ЭВКР-ЭЛУ методом экстракции висящей капли расплава в вакууме.

Для СТП соединения из сплава АА2519 использовали два режима, отличающиеся тепловложением благодаря варьированию скоростями вращения и поступательного движения инструмента. НТ – низкое тепловложение соответствовало скорости вращения 500 об/мин и скорости подачи 760 мм/мин, а ВТ – высокое тепловложение соответствовало скорости вращения 1100 об/мин и скорости подачи 360 мм/мин.

2.2 Методы исследования

Механические свойства на растяжение определяли в трех направлениях в плоскости листа НП, ПН и под углом 45° к НП. Испытывали по три образца для каждого из трех направлений. Измерения твердости проводили на приборе MacroMet 5100T с нагрузкой 60 кгс и шкалой измерения HRC.

Текстуру определяли с помощью прямых (ППФ) и обратных полюсных фигур (ОПФ) рентгеновской съемкой в CuK_α -излучении на дифрактометре ДРОН-7 и ДРОН-4,0 соответственно для ППФ и ОПФ. ППФ получали с помощью неполных полюсных фигур $\{220\}$ с плоскости листов сплавов для различных сечений по толщине методом «на отражение» в диапазоне углов наклона α ($0 \div 70^\circ$) и поворотов β ($0 \div 360^\circ$) с шагом по α и $\beta = 5^\circ$. Съемку ОПФ для листов осуществляли на сборных образцах с плоскостью съемки, нормальной направлениям НП, ПН и 45° , а также на обычных образцах с плоскостью съемки на поверхности и сечениях параллельных поверхности листа, удаленных от поверхности на 0,17Т, 0,34Т и 0,5Т (Т – толщина листа). Для слитка значения периодов решетки измеряли на трех ортогональных сечениях от четырех образцов, вырезанных из произвольных участков сечения слитка.

Значения периодов решетки, измеренные для семи рефлексов (220), (311), (222), (400), (331), (420), (422) усредняли, принимая полюсные плотности рефлексов в качестве весовых множителей:

$$a_{x(y,z)} = \frac{1}{7} \sum_{hkl}^7 (P_{x(y,z)} a_{x(y,z)})_{hkl}, \quad (2.1)$$

Количество интерметаллидных фаз T_1 (Al_2CuLi) и δ' (Al_3Li) оценивали в соответствии с методикой, основанной на измерении периода решетки α -твердого раствора с использованием закона Вегарда и уравнений баланса химического и фазового составов [9]. Фазовый состав определяли следующим образом:

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

$$W_{T_1} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^\alpha W_\alpha}{X_{Cu}^{T_1}} \quad (2.2)$$

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

где X_{Al}^0 , X_{Cu}^0 , X_{Li}^0 – концентрация соответствующих элементов в сплаве (% мас.);

W_α , W_{T_1} , $W_{\delta'}$ – содержание α -, T_1 - и δ' -фаз (% мас.);

X_{Al}^α , X_{Cu}^α , X_{Li}^α , $X_{Al}^{T_1}$, $X_{Li}^{T_1}$, $X_{Cu}^{T_1}$, $X_{Al}^{\delta'}$, $X_{Li}^{\delta'}$ – концентрации алюминия, меди и лития в α -, T_1 - и δ' -фазах (мас. %).

Параметры $X_{Al}^{T_1}$, $X_{Li}^{T_1}$, $X_{Cu}^{T_1}$, $X_{Al}^{\delta'}$, $X_{Li}^{\delta'}$ рассчитывали из стехиометрии фаз δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi). Величину X_{Cu}^α оценивали по закону Вегарда:

$$X_{Cu}^\alpha = (a_\alpha - a_{Al}) / \left(\frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^\alpha, \quad (2.3)$$

где $\left(\frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^\alpha$ – изменение параметра решетки на 1% меди (пм/мас. %).

Для определения остаточных напряжений в поперечном сечении сварного шва использовали метод $\sin^2\psi$. Рентгеновскую съемку осуществляли для рефлексов (420) или (422) при симметричном положении образца ($\psi = 0^\circ$) и несимметричном его положении ($\psi = -10, -15, -20$ и -40°). Методом наименьших квадратов определяли наклон ($\text{tg}\alpha$) прямолинейной зависимости a_ψ от $\sin^2\psi$ и вычисляли остаточные напряжения по формуле:

$$\sigma_{\text{ост}} = \text{tg}\alpha[(1 + \nu)/E]_{hkl}/a_{\psi=0}, \quad (2.4)$$

где E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона.

Для расчета скорректированного на величину остаточных напряжений параметра решетки (a_0) использовали закон Гука, допуская, что напряжения вдоль сварного шва равны нулю:

$$a_0 = a_{\psi=0} / [1 + \sigma_{\text{ост}}(\nu/E)_{hkl}]. \quad (2.5)$$

Скорректированные значения параметра решетки использовали для оценки количества интерметаллидных фаз S_1 (Al_2MgLi) и δ' (Al_3Li) по оригинальной методике, основанной на определении периода решетки твердого раствора [9].

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 $^\circ\text{C}$.

Значения ТКЛР рассчитывали для интервала температур t_1 – t_2 по выражению:

$$\alpha_{t_1-t_2} = \frac{a_{t_2} - a_{t_1}}{(t_2 - t_1)a_{t_1}}, \quad (2.6)$$

где a_{t_1} , a_{t_2} — периоды решетки при начальной ($t_1 = 100$ $^\circ\text{C}$) и конечной ($t_2 = 500$ $^\circ\text{C}$) температурах интервала.

Для кристалла с кубической решеткой период решетки при соответствующей температуре определяется из рефлекса (hkl) по соотношению:

$$a_{t_i} = (\lambda / 2 \sin \Theta) \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2.7)$$

Величину ТКЛР T_1 -фазы с ГПУ-решеткой рассчитывали из экспериментальных значений межплоскостных расстояний d_{hkl} для каждой температуры необходимы экспериментальные данные о температурных зависимостях межплоскостных расстояний для двух атомных плоскостей. Зная d_{hkl} и учитывая, что

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}, \quad (2.8)$$

для каждой температуры находили значения периодов решетки a и c решением соответствующей системы уравнений.

Для определения ТКЛР применяли также и другую методику – основанную на представлении ТКЛР как тензора 2-го ранга. Физические свойства, описываемые тензором 2-го ранга, изотропны для кристаллов с кубической решеткой, а для кристаллов с гексагональной решеткой могут быть представлены в виде соотношения:

$$\alpha_\gamma = \alpha_a + (\alpha_c - \alpha_a) \cos^2 \gamma, \quad (2.9)$$

где γ – угол с осью c ; α_γ , α_a , α_c – значения ТКЛР вдоль направления под углом γ и вдоль кристаллографических осей a и c соответственно.

Для нормалей к плоскостям (hkl) кристаллов с гексагональной решеткой:

$$\cos^2 \gamma = \frac{l^2}{\frac{4}{3} \frac{c^2}{a^2} (h^2 + k^2 + hk) + l^2}. \quad (2.10)$$

Во втором случае определяют тангенсы угла наклона температурных зависимостей межплоскостных расстояний для каждого из двух рефлексов и найденные значения ТКЛР (α_γ) подставляют в (2.4), после чего решением соответствующей системы уравнений находят α_a и α_c . Преимущество этого способа заключается в том, что в нем процедуру определения наклона осуществляют отдельно для каждого рефлекса, при этом углы дифракции очень мало различаются, что практически не влияет на инструментальную погрешность.

ГЛАВА 3. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ФАЗОВОГО СОСТАВА В СПЛАВАХ Al-Cu-Li

В [121] исследовали листы сплавов 1441, В-1461, В-1469, В-1480, В-1481 толщиной 1,4-2,7 мм. Содержание химического состава сплавов и рассчитанные для них по соотношению 2.2 количество интерметаллидных фаз приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Содержание легирующих элементов в исследуемых сплавах и их фазовый состав, % (мас.)

Сплав	Cu	Li	Mg	W_{T_1}	$W_{\delta'}$
1441	1,64	1,76	0,80	0,5	17,6
В-1461	2,5	1,55	0,35	2,2	13,3
В-1469	3,69	1,07	0,32	6,2	3,8
В-1480	3,619	1,115	0,39	4,3	6,6
В-1481	3,24	1,05	0,32	4,7	4,7

W_{T_1} , $W_{\delta'}$ – содержание T_1 - и δ' -фаз (% мас.)

3.1 Анализ точности измерения остаточных напряжений в сплавах Al-Cu-Mg-Li

Дифракционные методы измерения остаточных напряжений основаны на измерении деформации кристаллической решетки и определении напряжений с помощью закона Гука. Поэтому важно оценить вклад в оценку ОН анизотропии упругих модулей материала. Поскольку алюминий обладает низкой анизотропией упругих модулей кажется целесообразным сопоставить в этом плане алюминий с металлом, обладающим высокой анизотропией, таким как никель [122]. Величины

модулей упругости для различных направлений для кристаллов с кубической решеткой рассчитывали по формуле:

$$1/E_{hkl} = S_{11} - 2J\Gamma, \quad (3.1)$$

$$J = S_{11} - S_{12} - 0,5S_{44},$$

$$\text{где } S_{11} = 1,57 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1};$$

$$S_{12} = -0,57 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1};$$

$$S_{44} = 3,51 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}^{-1};$$

$$\Gamma = (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2)/(h^2 + k^2 + l^2)^2 - \text{ориентационный фактор.}$$

Согласно результатам расчета значений модуля Юнга алюминия и никеля для различных кристаллографических направлений, анизотропия упругих свойств алюминия невысока – различие не превышает 20% (таблица 3.2). Вследствие этого для него метод оценки, основанный на анизотропии упругих модулей, малоэффективен, в отличие от никеля, для которого эта разница более чем двукратная.

Таблица 3.2 – Модуль Юнга E (ГПа) алюминия и никеля в различных направлениях $[hkl]$ и его среднее значение

Материал	Направление $[hkl]$							$E_{\text{ср}},$ ГПа
	111	200	220	311	331	420	422	
Алюминий	76,1	63,7	72,6	69,0	73,6	69,1	72,6	71,0
Никель	303,6	136,2	232,3	184,0	249,3	185,3	232,3	218,1

На Рисунке 3.1 приведены результаты расчета периодов решетки алюминия и никеля для различных рефлексов по уравнению $a = a_0[1 + (\sigma_1 + \sigma_2)(\nu/E)_{hkl}]$ в случае воздействия суммы главных напряжений в плоскости образца $(\sigma_1 + \sigma_2) = \pm 100$ МПа.

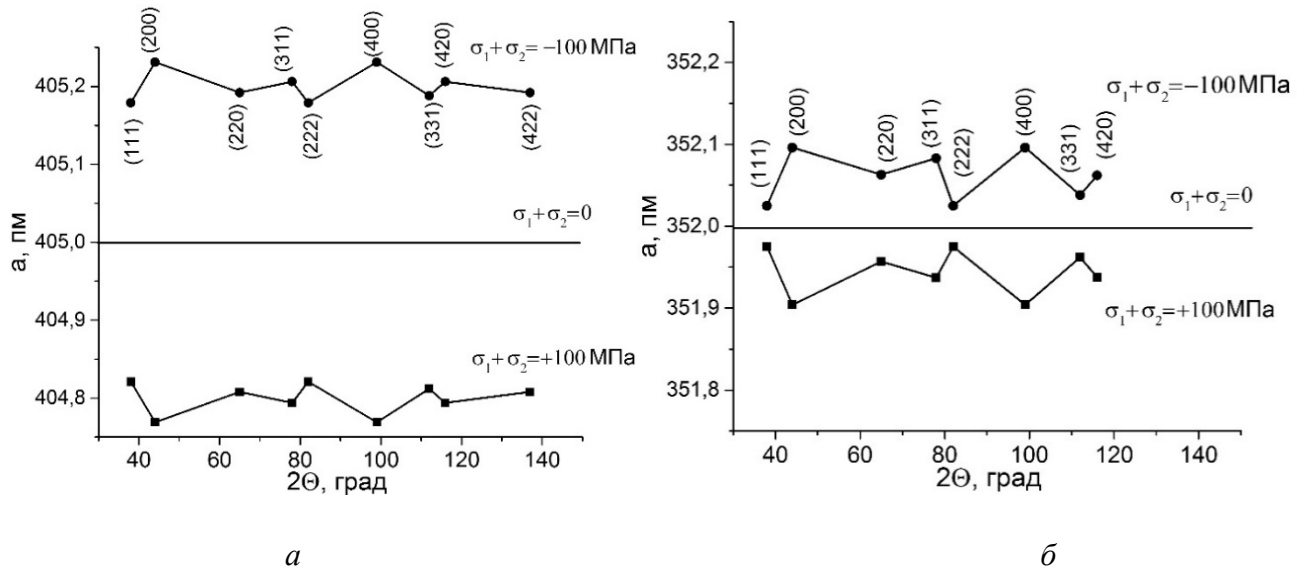


Рисунок 3.1 – Периоды решетки алюминия (*а*) и никеля (*б*), вычисленные из различных (hkl)-рефлексов, под действием упругих напряжений ± 100 МПа

Можно отметить, что для никеля разница между периодами решетки для различных кристаллографических направлений превышает разницу в абсолютных величинах периодов (рисунок 3.1, *а*), и поэтому методика, основанная на анизотропии упругих свойств [121] эффективна. Для алюминия влияние остаточных напряжений на абсолютную величину периода решетки существенно превышает разницу между периодами решетки для разных кристаллографических направлений (рисунок 3.1, *б*), поэтому методика оценки этих напряжений на основе упругой анизотропии [121] не эффективна. Для этого случая нами предлагается методика оценки остаточных напряжений по абсолютным значениям периодов решетки. Их можно определить, измерив деформацию кристаллической решетки в трех ортогональных направлениях по разнице между периодами решетки для каждого из трех направлений и их средним значением a_0 :

$$\varepsilon_{x(y,z)} = \frac{(a_{x(y,z)} - a_0)}{a_0}, \quad (3.2)$$

$$a_0 = \frac{a_x + a_y + a_z}{3}.$$

Затем с помощью обобщенного закона Гука можно рассчитать величину главных напряжений:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= \frac{\sigma_x}{E} + \frac{\nu}{E}(\sigma_y + \sigma_z); \\ \varepsilon_y &= \frac{\sigma_y}{E} + \frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_z); \\ \varepsilon_z &= \frac{\sigma_z}{E} + \frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y),\end{aligned}\tag{3.3}$$

где $\nu = 0,3$ – коэффициент Пуассона; $E = 70$ ГПа – модуль Юнга алюминия.

Эта методика реализуется при симметричной геометрии съемки и может быть использована для материалов с градиентом периодов решетки по толщине, что является преимуществом по сравнению с методом $\sin^2\psi$. В настоящей работе нестандартная методика оценки остаточных напряжений применена к промышленным сплавам системы Al–Cu–Li.

3.2 Формирование остаточных напряжений в листах и слитке сплавов Al–Cu–Mg–Li

Для всех сплавов с увеличением отношения Cu/Li количество T_1 -фазы повышается, а δ' -фазы снижается (рисунок 3.2, таблица 3.3). Химический состав сплава определяет диапазон изменения периода решетки, в пределах которого варьируется фазовый состав, при этом с увеличением периода решетки повышается доля фазы T_1 и уменьшается доля δ' -фазы [122].

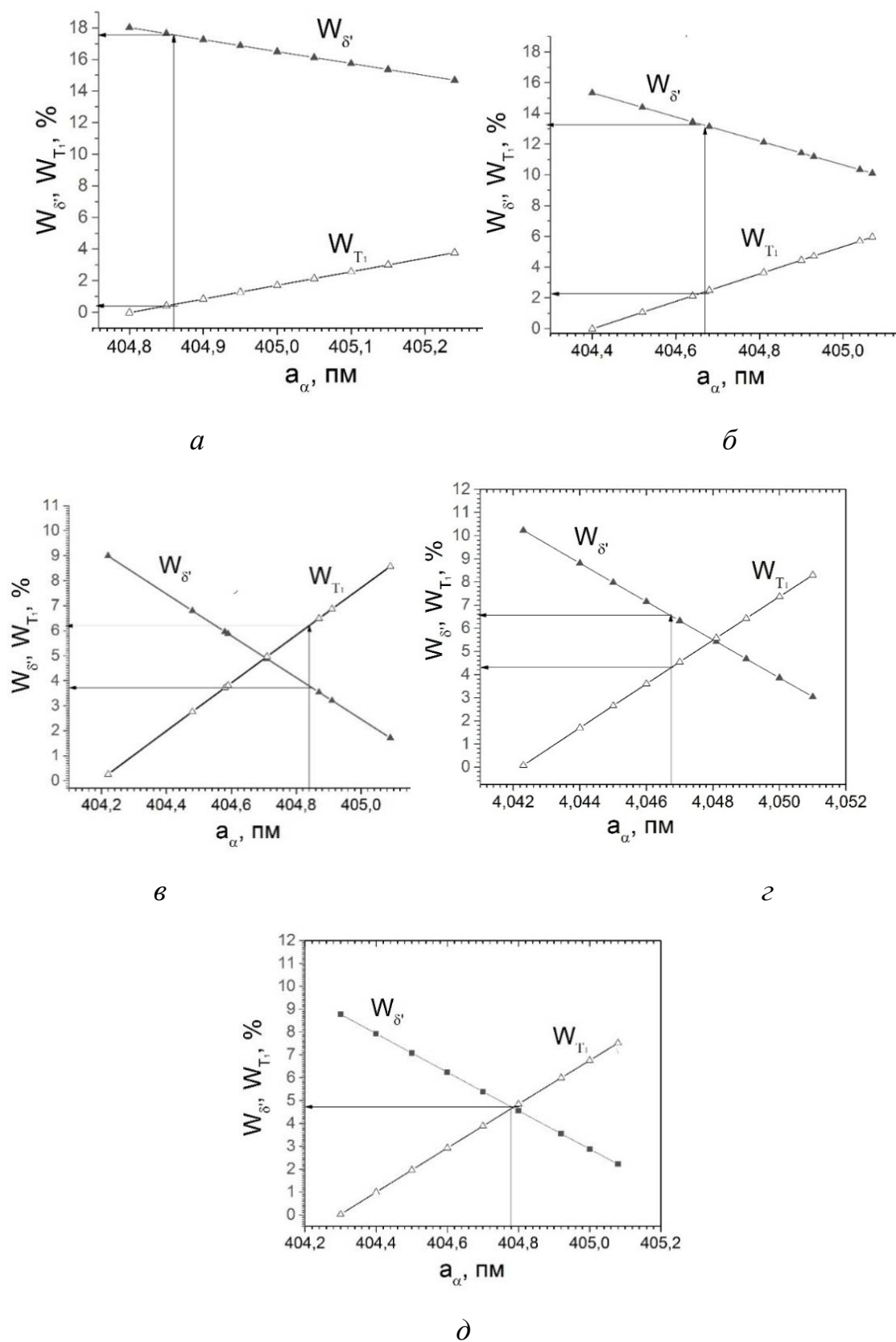


Рисунок 3.2 – Взаимосвязь количества фаз T_1 и δ' и меди в α -твердом растворе алюминия с его периодом решетки для сплавов 1441 (*a*), В-1461 (*б*), В-1469 (*в*), В-1480 (*г*), В-1481 (*д*)

Это объясняется тем, что медь снижает период решетки α -твердого раствора, поэтому выделение медьсодержащей T_1 -фазы, уменьшая концентрацию меди в твердом растворе, способствует увеличению периода решетки. Литий не влияет на период решетки, но при выделении частиц δ' -фазы каждый атом лития забирает из твердого раствора три атома алюминия, увеличивая в нем концентрацию меди и тем самым снижая период решетки.

Для сплавов характерны сжимающие напряжения по толщине листа и растягивающие в его плоскости [122], за исключением сплава В-1469, в котором в ПН обнаружены сжимающие напряжения (таблица 3.3). Причем остаточные напряжения значительно выше в сплавах с более высоким содержанием T_1 -фазы. В сплаве 1441 (0,5% T_1 -фазы) напряжения практически отсутствуют, в сплаве В-1461 (2,2% T_1 -фазы) сжимающие напряжения в нормальном к поверхности листа направлении составляют -5 МПа, т.е. на уровне ошибки измерения, при этом в сплавах с 4,3-6,2% T_1 -фазы напряжения варьируются от -17 до -29 МПа. Для этих сплавов различия в остаточных напряжениях не соответствуют количеству T_1 -фазы, однако сам уровень напряжений значительно выше, поэтому роль T_1 -фазы в формировании этих напряжений очевидна и требует объяснения.

Таблица 3.3 – Периоды решетки и остаточные напряжения в трех ортогональных сечениях, нормальных НП (x), ПН (y) и НН (z) листов сплавов Al–Cu–Li

Сплав	W_{T_1} , % (мас.)	a_x , пм	a_y , пм	a_z , пм	a_0 , пм	σ_x , МПа	σ_y , МПа	σ_z , МПа
1441	0,5	404,87	404,86	404,85	404,86	+1	0	-1
В-1461	2,2	404,67	404,70	404,63	404,67	0	+5	-5
В-1469	6,2	405,02	404,79	404,71	404,84	+24	-7	-17
В-1480	4,3	404,76	404,80	404,45	404,67	+12	+18	-29
В-1481	4,7	404,89	404,89	404,59	404,78	+9	+10	-19

Таблица 3.4 – Периоды решетки и остаточные напряжения в трех ортогональных сечениях, нормальных НД (x), НШ (y) и НВ (z), для слитка сплава 1441

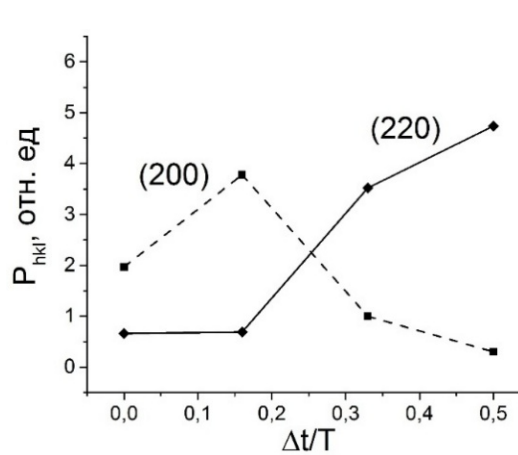
Образцы	a_x , пм	a_y , пм	a_z , пм	a_0 , пм	σ_x , МПа	σ_y , МПа	σ_z , МПа
1	405,54	405,34	405,74	405,54	0	–20	+20
2	405,68	405,60	405,45	405,58	+19	–10	–9
3	405,63	405,56	405,37	405,52	+11	+4	–15
4	405,62	405,44	405,69	405,58	+3	–14	+11

В таблице 3.4 приведены результаты определения периодов решетки и расчетов остаточных напряжений по той же схеме, что и листов в трех ортогональных сечениях 4 образцов, вырезанных из массивного плоского слитка из сплава 1441. Видно, что деформации решетки и соответственно остаточные напряжения в этих случайно выбранных образцах не подчиняются никакой закономерности. Анализ полученных рентгенограмм по 2 от каждого сечения показал отсутствие признаков преимущественной ориентировки, однако относительные интенсивности рефлексов на каждой рентгенограмме существенно отличались от интенсивностей соответствующих бестекстурному состоянию и эти отличия не имели системного характера и принципиально отличались даже для соседних участков образца. Это характерно для крупнозернистого материала промежуточного типа, когда количество зерен в отражающем объеме достаточно для получения поликристаллической дифракционной картины, но не достаточен для того, чтобы обеспечить статистически значимую информацию, соответствующую теоретической интенсивности рефлексов.

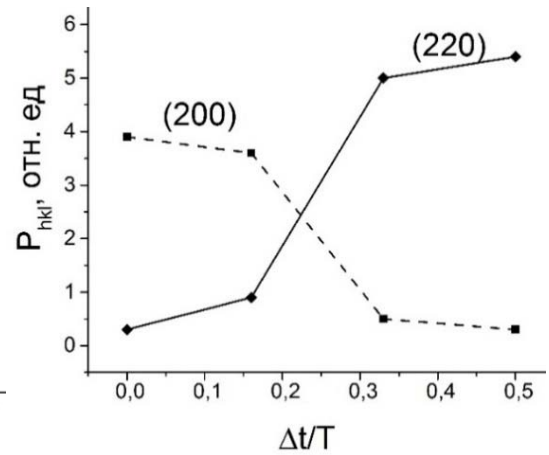
Отсутствие текстуры не дает возможности обеспечить сходное напряженное состояние в исследованных образцах, однако величина напряжений достигает 20 МПа, что значительно отличается от листов из того же сплава. Вероятно, это объясняется тем, что в слитке в отличие от листа присутствует ~2% T_1 -фазы, о чем можно судить по более высокой величине периода решетки в слитке (таблица 3.4) по сравнению с листом (таблица 3.3). Возможно также, что повышенный

уровень напряжений в слитке является суммарным эффектом от более высокого содержания T_1 -фазы и несовместности деформаций на границах крупных зерен матрицы. Эта несовместность является следствием различия в деформации зерен разной ориентации в результате выделения T_1 -фазы и суммирования этих различий на границах зерен большого размера в слитке.

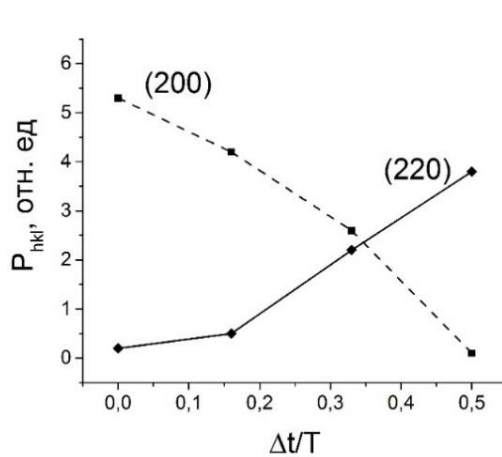
Тройная фаза T_1 (Al_2CuLi) имеет гексагональную решетку (пространственная группа $P6/mmm$, $a = 496$ пм, $c = 935$ пм) и ориентационные соотношения с ГЦК Al-матрицей: $(001)_{T_1} \parallel (111)_{Al}$, $[100]_{T_1} \parallel [110]_{Al}$. Частицы δ' -фазы (Al_3Li) имеют кубическую $L1_2$ решетку ($a = 401$ пм) и ориентационные соотношения с α -твердым раствором $(100)_{\delta'} \parallel (100)_{Al}$, $[100]_{\delta'} \parallel [100]_{Al}$ [9].



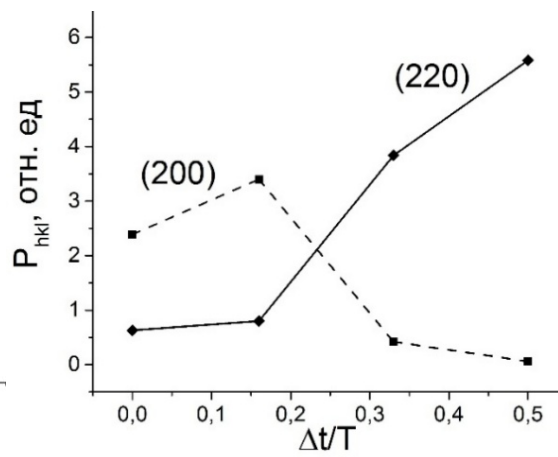
a



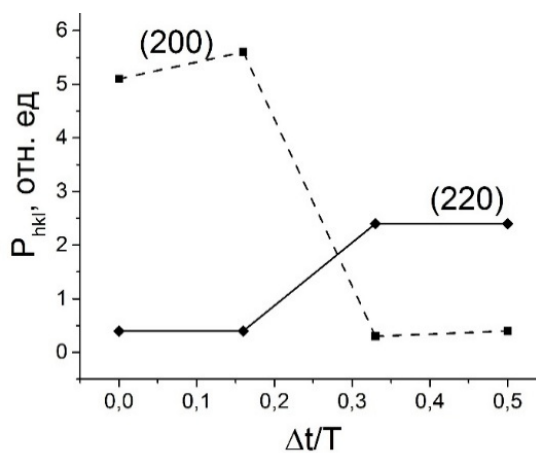
б



в



г



д

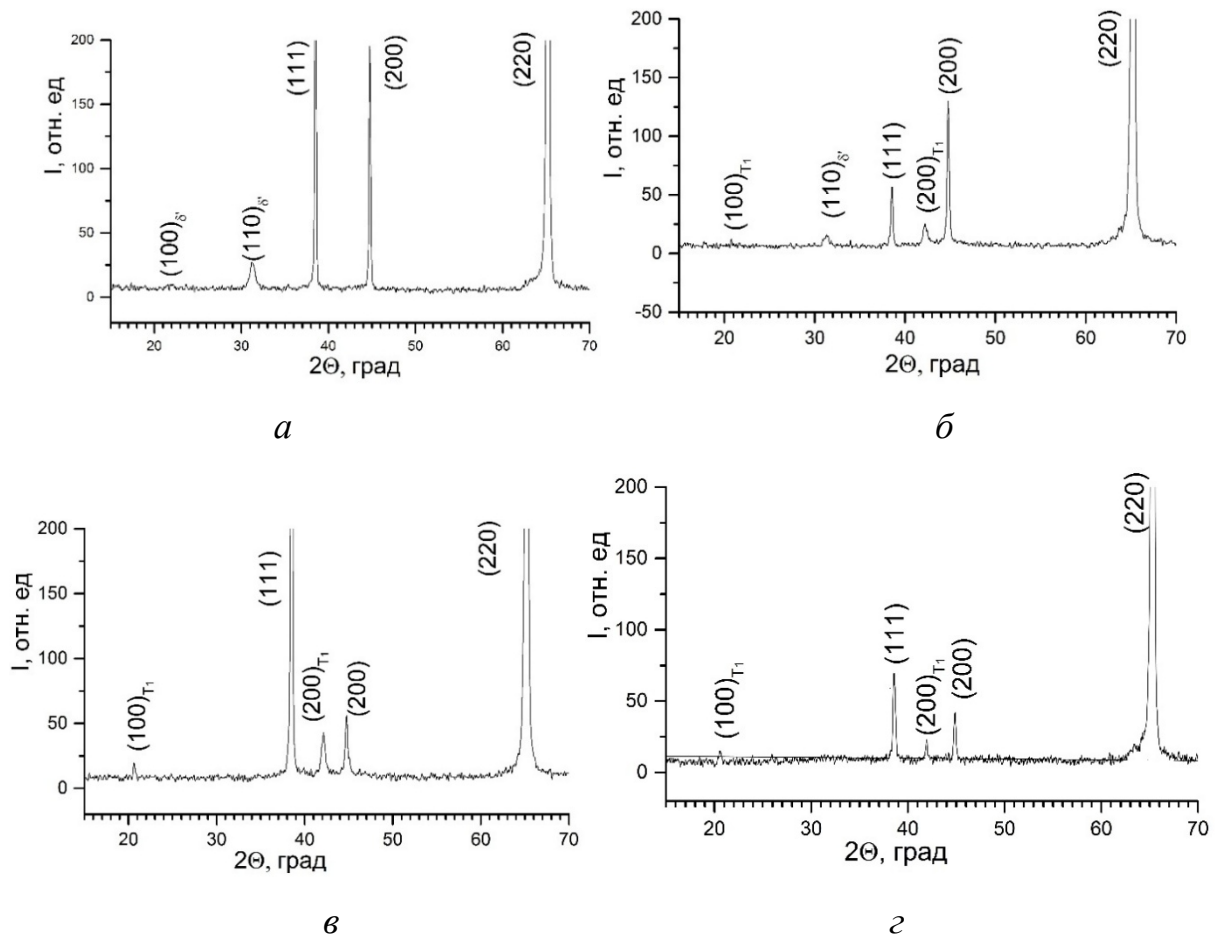
Рисунок 3.3 – Распределение текстуры по сечению листов сплавов 1441 (а), В-1461 (б), В-1469 (в), В-1480 (г), В-1481 (д)

Послойный рентгеновский анализ показал (рисунок 3.3), что в среднем слое листов всех сплавов в алюминиевой матрице формируется типичная для текстуры прокатки ГЦК-металлов текстура латуни, которая наиболее выражена в листах сплавов 1441, В-1461 и В-1480 (см. рис. 3.3, а, б, г). Текстура латуни характеризуется расположением в плоскости листа плоскости (110). В соответствии с определяющим соотношением для T_1 -фазы параллельно плоскости листа должна располагаться плоскость призмы 1-го рода (100) T_1 -фазы (а в поперечном прокатке направлении нормали к плоскостям (111) Al-матрицы и (001) T_1 -фазы (ось c ГПУ-решетки).

Дифрактограммы, полученные от средних сечений листов сплавов, приведены на рисунке 3.4. На всех из них, кроме сплава 1441, содержащего всего 0,5% T_1 -фазы, присутствуют рефлексы (100) и (200) – отражения первого и второго порядков от плоскости призмы 1-го рода. Это свидетельствует о когерентности выделений T_1 -фазы. На дифрактограммах сплавов 1441 и В-1461, содержащих 17,6 и 13,3% δ' -фазы соответственно, присутствует рефлекс (110) δ' -фазы, который соответствует определяющему соотношению δ' -фазы, что также свидетельствует о когерентности выделений δ' -фазы.

Методика количественного фазового анализа позволяет оценить объемный эффект выделения интерметаллидных фаз. Обе интерметаллидные фазы имеют

больший удельный объем по сравнению с матрицей, поэтому их выделение сопровождается увеличением объема, причем объемный эффект выделения T_1 -фазы существенно выше (рисунок 3.5). Этот эффект в обоих случаях должен приводить к сжимающим напряжениям, которые при выделении T_1 -фазы не только значительно выше, но и принципиально отличается от δ' -фазы. Частицы δ' -фазы имеют сферическую форму, и поэтому их выделение может приводить только к гидростатическим напряжениям. Частицы T_1 -фазы имеют форму дисков диаметром ≈ 200 нм и толщиной ≈ 3 нм [122], которые параллельны базисной плоскости, и поэтому деформация сжатия значительно выше в плоскости диска, т.е. в плоскости базиса.



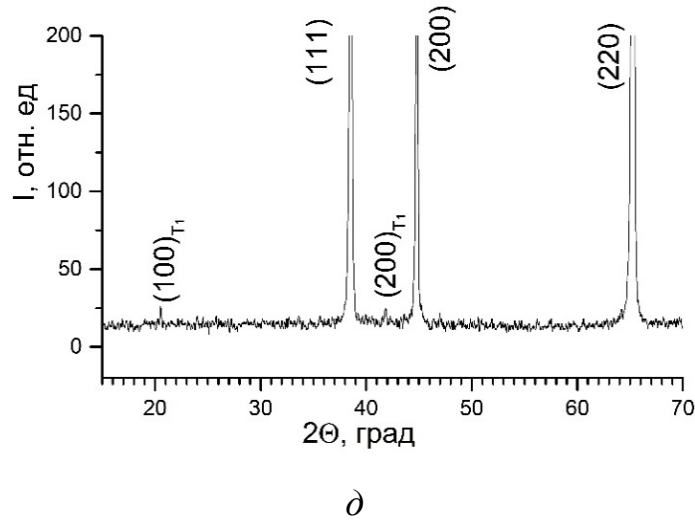


Рисунок 3.4 – Дифрактограммы для средних сечений листов сплавов 1441 (а), В-1461 (б), В-1469 (в), В-1480 (г), В-1481 (д)

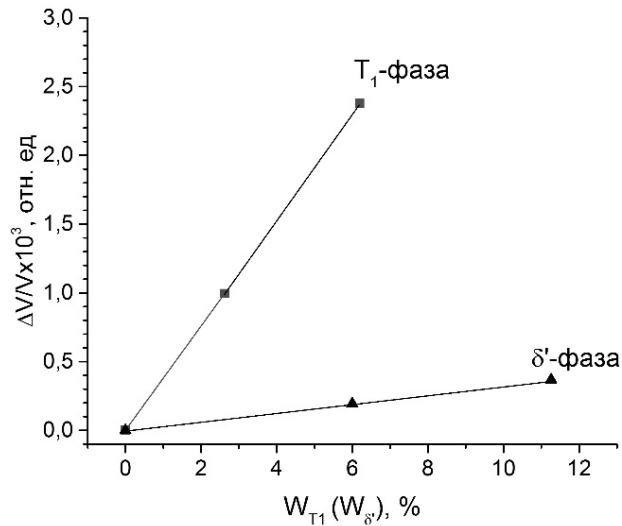


Рисунок 3.5 – Зависимости относительного объемного эффекта от выделения фаз T_1 и δ' в сплаве В-1469

Становится понятным, почему в листовых сплавах с бóльшим содержанием T_1 -фазы и расположением плоскости призмы этой фазы параллельно, а плоскости базиса нормально к плоскости листа доминируют деформации и напряжения сжатия. Однако при строгом соблюдении ориентационных соотношений T_1 -фазы и α -твердого раствора плоскость базиса должна располагаться нормально к поперечному направлению, и только в этом направлении будут растягивающие деформации, а в направлении прокатки, так же как в нормальном листу

направлении, будут деформации сжатия. Однако при съемке продольных сечений сборного образца, нормальных поперечному направлению листа, не было обнаружено даже следов отражений от плоскости базиса T_1 -фазы, вероятно, вследствие того что ориентационное соотношение между T_1 -фазой и алюминиевой матрицей выполнялось не строго, а с наличием аксиальной компоненты с осью поворота вдоль нормали к листу.

Результаты определения периодов решетки и расчетов остаточных напряжений по той же схеме, что и листов, в трех ортогональных сечениях четырех образцов, вырезанных из массивного плоского слитка сплава 1441В, приведены в таблице 3.4. Можно отметить, что деформации решетки и, соответственно, остаточные напряжения в случайно выбранных образцах не подчиняются какой-либо закономерности. Анализ полученных рентгенограмм (по две от каждого сечения) показал отсутствие признаков преимущественной ориентировки, при этом относительные интенсивности рефлексов на каждой рентгенограмме существенно отличаются от интенсивностей, соответствующих бестекстурному состоянию и эти отличия не имеют системного характера. Это характерно для крупнозернистого материала промежуточного типа, когда количество зерен в отражающем объеме достаточно для получения поликристаллической дифракционной картины, но недостаточно для получения статистически значимой информации, соответствующей теоретической интенсивности рефлексов.

Выводы по главе 3

1. Текстуры и периоды решетки сплавов Al-Cu-Li определяли на листах толщиной 1,4 – 2,7 мм и массивном слитке сечением 300x1100 мм рентгеновской съемкой в 3-х ортогональных сечениях нормальных НП, ПН и НН листов и . нормальных длине, ширине и высоте слитка.

2. Величины периодов решетки для каждого сечения оценивали усреднением по всем рефлексам, используя в качестве весового множителя полюсные плотности рефлексов.

3. Определяли деформации решетки и остаточные напряжения в нормальном каждому сечению направлении по разнице между периодами решетки для каждого сечения и их средним значением.

4. Во всех сплавах в нормальном листу направлении обнаружили сжимающие напряжения, величина которых минимальна (меньше 5 МПа) для сплавов 1441 и В-1461 с малым количеством гексагональной $T_1(Al_2CuLi)$ фазы (менее 2,2%) и составляет от минус 17 до минус 29 МПа для сплавов В-1469, В-1480, В-1481, в которых количество T_1 -фазы составляет 4,3–6,2%.

5. Влияние на величину напряжений T_1 -фазы обусловлено наличием в матрице текстуры «латуни» с параллельной листу плоскостью (110) матрицы и плоскости (100) когерентных частиц T_1 -фазы, форма и ориентация которых с учетом положительного объемного эффекта при ее выделении обеспечивает преимущественную деформацию сжатием по нормали к листу.

6. В слитке из сплава 1441 обнаружили отсутствие текстуры и наличие остаточных напряжений до минус 20 МПа, величина и знак которых носит случайный характер.

ГЛАВА 4. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ХАРАКТЕРИСТИК ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ Al-Cu-Mg-Li

4.1 Исследование распределения текстуры δ' - и T_1 интерметаллидных фаз по сечению листов сплавов системы Al-Cu-Mg-Li

Для сплавов Al-Cu-Mg-Li известны ориентационные соотношения интерметаллидных частиц с ГЦК матрицей. Частицы δ' -фазы (Al_3Li) имеют кубическую $L1_2$ решетку ($a = 401$ пм) и ориентационное соотношение (ОС) с Al-матрицей: $(100)_{\delta'} \parallel (100)_{Al}$, $[100]_{\delta'} \parallel (100)_{Al}$ [9]. Тройная фаза T_1 (Al_2CuLi) имеет гексагональную решетку (пространственная группа $P6/mmm$, $a = 496$ пм, $c = 935$ пм) и ОС: $(001)_{T_1} \parallel (111)_{Al}$, $[100]_{T_1} \parallel [110]_{Al}$.

Однако реальные соотношения ориентировок интерметаллидных частиц с матричным твердым раствором имеют сложный характер, поскольку они могут выделяться на различных стадиях пластической деформации, а также любые термические воздействия могут приводить к выделению или растворению этих фаз. Исследования формирования текстуры δ' -фазы показали роль текстурированной δ' -фазы в анизотропии механических свойств Al-Li сплавов. Показано, что в листах текстура δ' -фазы аналогична текстуре матричной фазы, а в плитах после термической обработки преобладает кубическая текстура. Установлено, что текстура матричной фазы содержит компонент «латуни», а также кубический компонент, который усиливается со временем старения.

Аналогичные исследования ориентировок T_1 -фазы, которая является основной упрочняющей фазой Al-Cu-Li сплавов, нам не известны. При этом влияние гексагональной фазы на анизотропию свойств может быть значительным. Вообще рентгеновских исследований интерметаллидных фаз в сплавах с литием очень мало, поскольку из-за высокой дисперсности этих фаз дифракцию от них можно получить только при удачном сочетании текстуры твердого раствора и

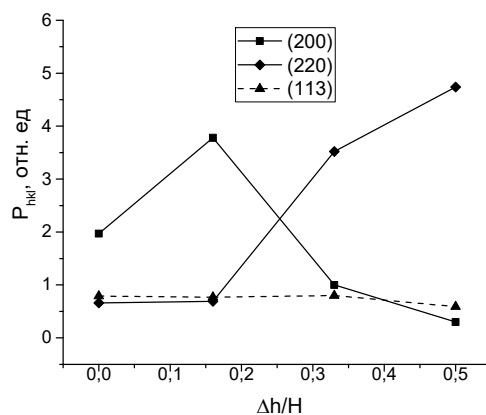
ориентационных соотношений с матрицей. Так при анализе рентгенограмм для 80 мм плит из сплава В-1461, характеризующихся высокой неоднородностью текстуры, рефлексы T_1 -фазы обнаруживались только в слоях с интенсивной текстурой типа «латуни».

Исследовали листы из сплавов 1441, В-1461, В-1469 толщиной 1,4–2,7 мм, полученные теплой прокаткой в ОАО «КУМЗ». Рентгеноструктурные исследования фазового состава и текстуры при комнатной температуре проводили на дифрактометре ДРОН-4,0 в CuK_α излучении. Текстуру определяли съемкой обратных полюсных фигур (ОПФ) для α -твердого раствора, которые получали съемкой сечений листов сплавов 1441, В-1461, В-1469 на расстоянии от поверхности (0,17–0,5)Т в CuK_α излучении с использованием нормированных значений полюсных плотностей [123].

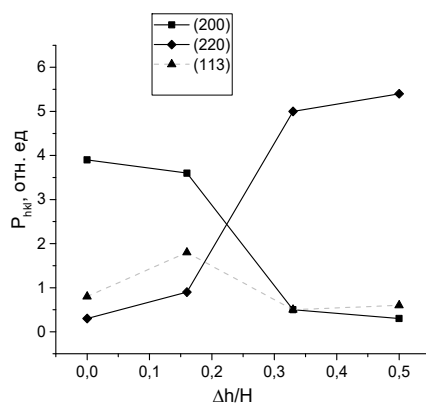
На Рисунке 4.1 приведены данные о распределении текстуры по сечению листов сплавов 1441, В-1461 и В-1469. Текстура всех листов отличается гетерогенностью, при этом можно выделить три слоя. В среднем слое толщиной $\sim 0,5T$ формируется однокомпонентная текстура типа «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$. В поверхностных слоях толщиной по $\sim 0,25T$ с каждой стороны формируется многокомпонентная текстура сдвига, в которой доминируют ориентировки $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 110\rangle$. Анизотропия свойств (рисунок 4.1, б) типична для сплавов с текстурой «латуни», пределы текучести минимальны в 45° -ном направлении. Следует отметить, что такую заметную анизотропию показывают листы, в которых текстура «латуни» находится в средней части сечения, составляющей половину толщины листа. В поверхностных слоях текстура многокомпонентная и не вносит вклад в анизотропию свойств.

На Рисунках 4.2–4.4 приведены рентгенограммы и полюсные плотности рефлексов $\{hkl\}$ для сечений листов сплавов 1441, В-1461, В-1469 на расстоянии от поверхности (0,17–0,5)Т. Кроме рефлексов от α -твердого раствора на рентгенограммах присутствуют рефлексы от интерметаллидных фаз δ' - и T_1 , при этом присутствуют только рефлексы интерметаллидов, соответствующие

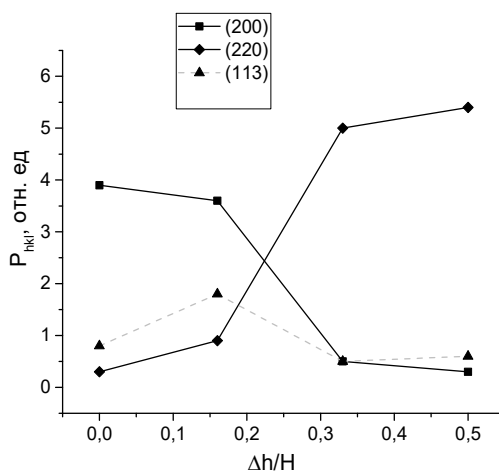
текстурным рефлексам α -твердого раствора с учетом ориентационных соотношений между твердым раствором и интерметаллидами.



(a)



(б)



(в)

Рисунок 4.1 – Распределение текстуры по сечению листов сплавов 1441 (а); В-1461 (б) и В-1469 (в)

Текстура твердого раствора в сечении 0,17Т (рисунок 4.2, б) характеризуется повышенной полюсной плотностью рефлекса (200). В

соответствии с ОС для твердого раствора и δ' -фазы интенсивность сверхструктурного рефлекса (100) δ' -фазы должна быть выше, чем рефлекса (110) в случае когерентности выделений δ' -фазы, что и подтверждается рентгенограммой (рисунок 4.2, а). Среднее сечение листа характеризуется текстурой «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$ (рисунок 4.2, г) и в соответствии с этим интенсивность рефлекса (110) δ' -фазы (рисунок 4.2, в) значительно превышает интенсивность рефлекса (100), выделений что свидетельствует о когерентности выделений δ' -фазы с матрицей.

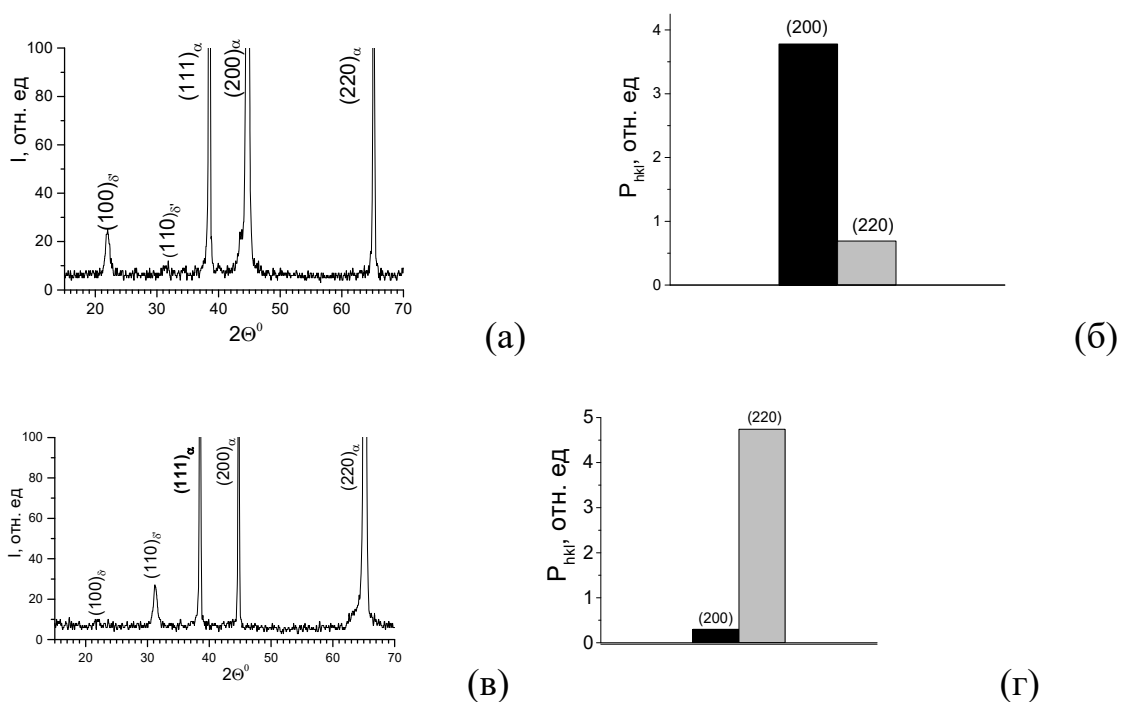


Рисунок 4.2 – Рентгенограммы (а, в) и полюсные плотности рефлексов $\{hkl\}$ (б, г) для сечений 1,4 мм (Т) листа сплава В-1441 на расстоянии от поверхности 0,17Т (а, б) и 0,5Т (в, г)

На Рисунке 4.3 приведена рентгенограмма от среднего сечения листа сплава В-1461, текстура которого также как и сплава 1441 характеризуется компонентом текстуры «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$. Поэтому также как и для сплава 1441 интенсивность сверхструктурного рефлекса (110) δ' -фазы максимальна (рисунок 4.3, а). В сплаве В-1461 присутствует примерно одинаковое количество

интерметаллидов T_1 и δ' , поэтому на рентгенограмме присутствуют отражения первого и второго порядка (100) и (200) от плоскости призмы первого рода гексагональной решетки T_1 -фазы (рисунок 4.3, а), которая в соответствии с ОС для твердого раствора и T_1 -фазы параллельна плоскости (110) твердого раствора. Это свидетельствует о том, что также как и частицы δ' -фазы выделения T_1 -фазы когерентны матрице.

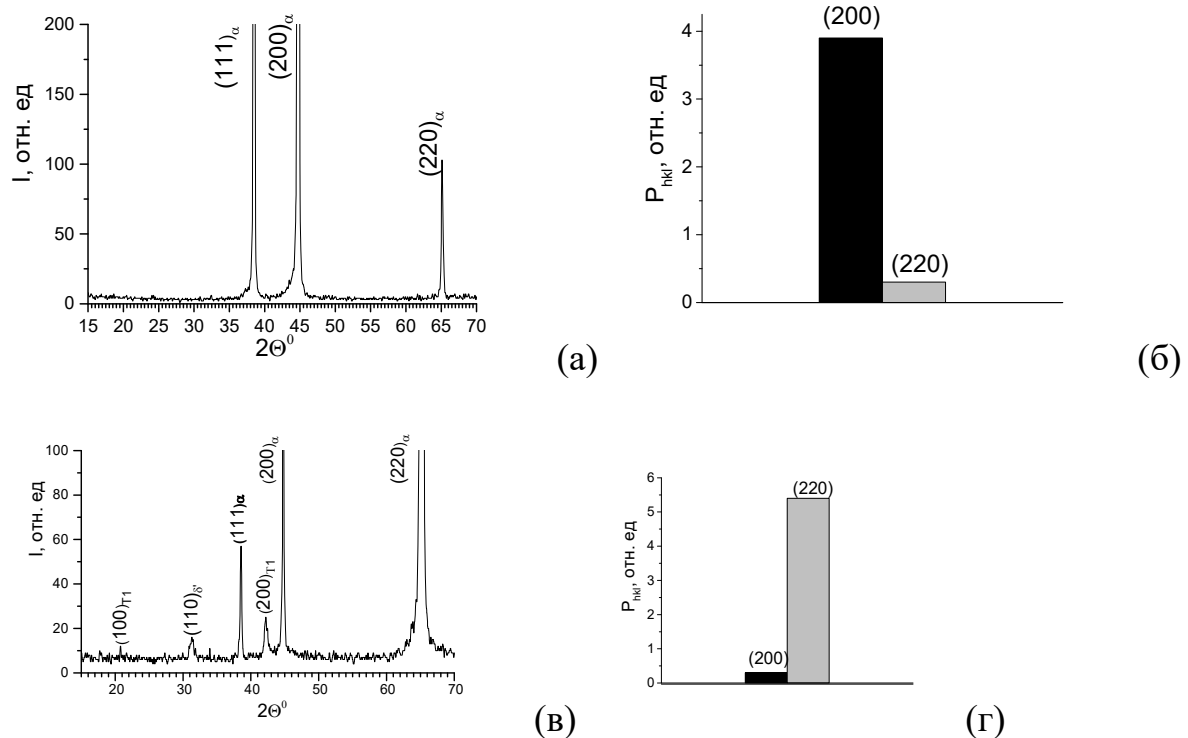


Рисунок 4.3 – Рентгенограмма (а, в) и полюсные плотности рефлексов (hkl) (б, г) для сечения 1,4 мм (Т) листа сплава В-1461 на расстоянии 0Т (а, б) и 0,5Т (г) от поверхности

На Рисунке 4.4 приведены рентгенограммы листов сплава В-1469, полученные от сечений листа на расстоянии 0,17 Т и 0,5Т, соответственно. В этом сплаве доминирует T_1 -фаза, при этом в поверхностных слоях доминирует кубическая текстура (рисунок 4.4, а, б), а в среднем слое текстура «латуни» (рисунок 4.4, г) и в этом слое естественно присутствуют рефлексы (100) и (200), которые являются отражениями первого и второго порядка от плоскости призмы первого рода T_1 -фазы (рисунок 4.4, в), которая в соответствии с ОС для твердого

раствора и T_1 -фазы параллельна плоскости (110) твердого раствора. Однако в поверхностном слое также присутствуют рефлексы (100) и (200), (рисунок 4.4, а), интенсивность которых хоть и несколько ниже, чем в среднем слое (рисунок 4.4, в), но в поверхностном слое текстура твердого раствора кубическая (рисунок 4.4, б) и рефлексы (100) и (200) T_1 -фазы вообще должны отсутствовать на рентгенограмме.

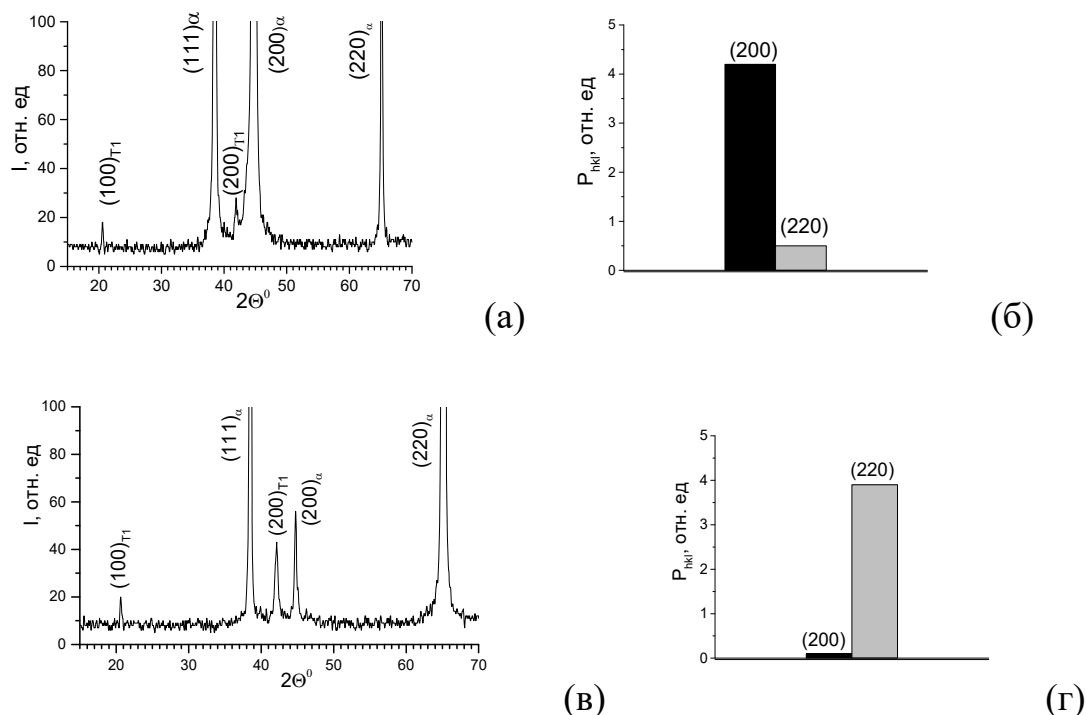


Рисунок 4.4 – Рентгенограммы (а, в) и полюсные плотности рефлексов $\{hkl\}$ (в,г) для сечений 1,4 мм (Т) листа сплава В-1469, расположенных на расстоянии от поверхности 0,17Т (а, б) и 0,5Т (в, г)

Это можно объяснить только тем, что выделение значительной доли T_1 -фазы происходит на стадии пред финишной прокатки, когда по всему сечению листа для твердого раствора доминирует текстура «латуни». Поэтому текстура этой доли T_1 -фазы формируется в соответствии с ОС для твердого раствора с текстурой «латуни» и характеризуется ориентировками (100) и (200) T_1 -фазы.

Формирование кубического компонента текстуры твердого раствора в поверхностном слое (рисунок 4.4, а) происходит на финишной стадии прокатки в результате сдвиговой деформации или рекристаллизации, при этом выделение T_1 -

фазы может продолжаться на этой стадии прокатки, также как и при последующей упрочняющей термообработке, однако эту фракцию T_1 -фазы нельзя обнаружить на рентгенограмме, поскольку рефлексы δ' -и T_1 -фаз можно наблюдать только в случае выраженной текстуры «латуни» твердого раствора, а δ' -фазы также в случае кубической текстуры. В противном случае даже при значительной доле интерметаллидов их рефлексы отсутствуют на рентгенограммах. В нашем случае мы не наблюдали даже следов рефлексов от интерметаллидов на поверхности всех образцов (рисунок 4.3, а).

Известно, что сплавы системы Al-Cu-Li отличаются более высокой анизотропией механических свойств по сравнению с остальными сплавами алюминия. Обнаруженная в работе когерентная связь между ориентировками твердого раствора и δ' - и T_1 -фаз объясняет эту высокую анизотропию. При этом заметный вклад интерметаллидных фаз в анизотропию сплавов объясняется их высокой долей. Кроме того, наличие когерентной связи между ориентировками твердого раствора и интерметаллидов и более высокой анизотропии по сравнению с чистым алюминием свидетельствует о том, что механизм деформации интерметаллидов дает аналогичную с твердым раствором анизотропию. Т.е. в случае текстуры твердого раствора типа «латуни» прочностные свойства интерметаллидов должны быть максимальными в долевом и поперечном направлениях, а минимальные в 45° -ном направлении. В случае, если механизм деформации интерметаллидов дает отличающуюся от твердого раствора анизотропию, то наличие таких интерметаллидов снижало бы анизотропию свойств сплавов. Необходимо отметить, что в нашем случае заметная анизотропия осуществляется при наличии слоя с однокомпонентой текстурой «латуни», составляющей половину сечения.

Для кубической δ' - фазы механизм деформации должен совпадать с матрицей, т.е. самой легкой системой скольжения будет также как и для твердого раствора октаэдрическое скольжение. На самом деле это не является очевидным, поскольку в случае высокой энергии дефекта упаковки механизм деформации упорядоченной L_{12} структуры может отличаться от октаэдрического скольжения.

В ГПУ металлах самой легкой системой для кристаллов с осевым отношением c/a меньше 1,63 является призматическое скольжение (титан, цирконий), а для кристаллов с c/a больше 1,63 базисное скольжение (магний, цинк).

Для T_1 -фазы отношение осей намного выше 1,63, поэтому для него самой легкой системой должно быть базисное скольжение. При наличии в твердом растворе текстуры «латуни» в соответствии с ОС T_1 -фаза должна иметь текстуру $\{100\} \langle 110 \rangle_c$ с расположением оси «с» в поперечном направлении. При такой текстуре базисное скольжение характеризуется минимальными факторами Шмида (максимальной прочностью) при растяжении в долевом и поперечном направлениях в листе и максимальными факторами Шмида (минимальной прочностью в 45° -ном направлении. Для случая призматического скольжения факторы Шмида минимальны только для поперечного направления, а в долевом направлении они близки к 45° -ному направлению. Это противоречит реальной анизотропии листов, для которых предел текучести в долевом направлении даже выше, чем в поперечном (рисунок 4.1, б). Таким образом, в случае призматического скольжения T_1 -фаза будет снижать анизотропию сплава, а в случае базисного скольжения усиливать эту анизотропию.

Текстуры листов всех трех сплавов близки и отличаются только интенсивностью текстуры и количественными соотношениями между интерметаллидами. Отношение количества δ' - и T_1 -фаз в основном определяется отношением Li и Cu. В сплаве 1441 это отношение равно 1,07, а в сплавах В-1469 равно 0,29, поэтому в сплаве 1441 доминирует δ' -фаза, а в сплавах В-1469 T_1 -фаза. Сплав В-1461 с отношением Li к Cu равным 0,62 занимает промежуточное положение – в нем примерно одинаковое количество δ' - и T_1 -фаз. Технология получения образцов сплавов может в определенных пределах варьировать количество фаз, но это принципиально не меняет указанную закономерность, в основном соотношение между интерметаллидами определяется отношением лития к меди.

В настоящее время существует классификация сплавов с литием, которые подразделяются на три поколения, которые практически отражают даже по

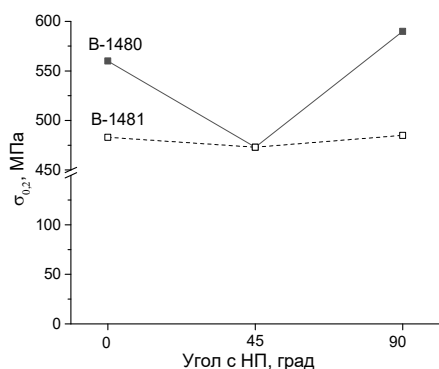
названию временные периоды их внедрения, но не носят характера классификации по химическому и фазовому составу. Кажется целесообразным разделить все Al-Cu-Li сплавы на три группы, которые отличаются отношением лития к меди. При этом каждая группа отличается от остальных тем, что она включает присутствие определенных интерметаллидных фаз, связанных когерентно с матрицей. На основании наших данных можно в первую группу включить сплавы с отношением лития к меди больше единицы (сплав В-1441). Эту группу отличает то, что когерентно с матрицей находится δ' -фаза. Для второй группы, для которой когерентно с матрицей находятся δ' -и T_1 -фазы отношение элементов от 0,5 до единицы (сплав В-1461) и в третьей группе с отношением элементов меньше 0,5 когерентно с матрицей будет T_1 -фаза (сплав В-1469). По аналогии с титановыми сплавами (α , $\alpha+\beta$ и β сплавы) эти группы можно назвать δ , $\delta+T$ и T -сплавы. Количественные критерии вхождения в каждую группу можно скорректировать, но сам подход кажется рациональным.

4.2 Неоднородность текстуры и анизотропия механических свойств листов из сплавов В-1480 и В-1481

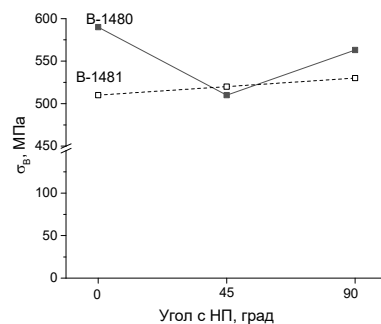
Большинство сплавов системы Al-Cu-Li характеризуются типичной для текстур прокатки ГЦК металлов текстурой $\{110\}<112>$, которую называют текстурой типа латуни (TBr). Для такой текстуры характерна высокая анизотропия механических свойств с высокими прочностными свойствами в направлении прокатки (НП) и поперечном направлении (ПН), при этом минимальные прочностные свойства получают в 45° -ном направлении [124, 125]. Анизотропия модуля Юнга для текстуры латуни [126] характеризуется максимальной величиной модуля Юнга в ПН, которому для такой текстуры соответствует плотноупакованное направление $<111>$ ГЦК-решетки с максимальной величиной модуля Юнга. Минимальная величина модуля Юнга соответствует 45° -ному направлению.

Однако до сих пор недостаточно исследовано влияние неоднородности текстуры по сечению листа на анизотропию свойств. В этом разделе исследовали влияние неоднородности текстуры по сечению листов сплавов В-1480, В-1481 на анизотропию их механических свойств.

На Рисунке 4.5 приведены зависимости от направлений в плоскости листа пределов прочности, текучести и модуля Юнга листов сплавов В-1480 и В-1481. Пределы текучести и прочности сплава В-1480 в НП и ПН значительно выше, чем в сплаве В-1481. Для ПН эта разница составляет 50 и 30 МПа, соответственно для пределов текучести и прочности, а в НП пределы текучести и прочности листов сплава В-1480 выше, чем в сплаве В-1481 на 80 МПа. Для конструкционных материалов важны не максимальные, а минимальные прочностные свойства, которые для этих сплавов совпадают (рисунок 4.5, б). Несмотря на то, что разница в характере анизотропии механических свойств качественно согласуется с текстурой, которая значительно более выражена в сплаве В-1480 и который показывает значительную анизотропию свойств, остается неясной причина фактически полного отсутствия анизотропии в сплаве В-1480.



(а)



(б)

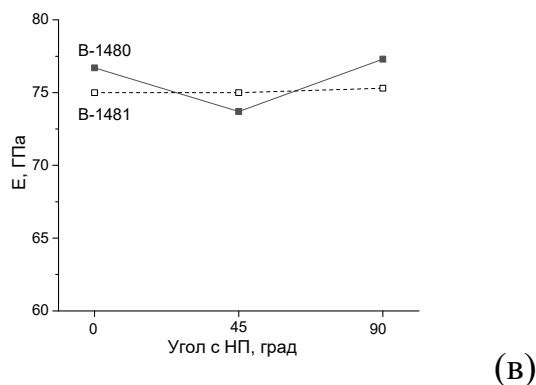


Рисунок 4.5 – Величины пределов текучести (а), прочности (б) и модуля Юнга (в) 1,4 мм листов сплавов В-1480 и В-1481

При съемке ОПФ для направлений НП, 45° и ПН на сборных образцах, то эти результаты характеризуют усредненные по всему сечению листов величины полюсных плотностей. Такая информация достаточна для нахождения количественной корреляции между текстурой и анизотропией свойств, но явно недостаточна для понимания механизма процессов, ответственных за формирование текстуры, без чего невозможно управлять процессом текстурообразования, а следовательно и анизотропией свойств.

Для уточнения механизма текстурообразования, а также выяснения аномального поведения сплава В-1480 исследовали текстуру в различных сечениях листов сплавов. На Рисунке 4.6 приведены зависимости полюсной плотности рефлексов (200), (220) и (311) от расстояния до поверхности листа. Выбраны именно эти рефлексy, поскольку рефлекс (200) соответствует наиболее характерной текстуре рекристаллизации Al и его сплавов, а два других соответствуют компонентам текстуры прокатки. Зависимости полюсных плотностей рефлексов на Рисунке 4.6 показывает, что текстура листов обоих сплавов характеризуется послойной неоднородностью, при этом с позиции текстуры можно выделить средний слой толщиной $\sim 0,5T$ и поверхностные слои толщиной по $\sim 0,25T$.

Зависимости полюсных плотностей для двух сплавов имеют зеркальный характер. Для обоих сплавов в поверхностном слое доминирует кубический рефлекс (200), а в среднем слое рефлекс (220). Однако величины полюсных плотностей этих рефлексов существенно отличаются.

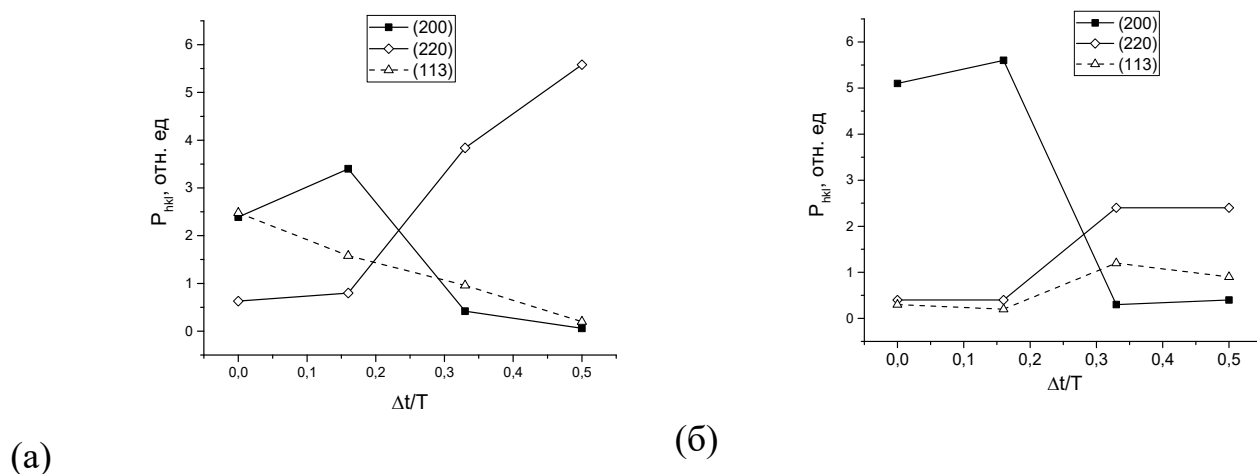


Рисунок 4.6 – Зависимости полюсных плотностей рефлексов (hkl) от расстояния до поверхности листа на ОПФ для НН листов сплавов В-1480 (а) и В-1481 (б)

Для сплава В-1480 полюсная плотность (200) в поверхностном слое значительно ниже, чем полюсная плотность (220) в среднем слое (рисунок 4.6, а). В сплаве В-1481 имеет место противоположная тенденция, полюсная плотность (200) значительно выше, чем полюсная плотность (220) в среднем слое (рисунок 4.6, б). Приведенные на Рисунке 4.6 послойные зависимости полюсной плотности рефлексов дают наглядное представление о гетерогенности текстуры и показывают как меняется по толщине листа доля атомных плоскостей, расположенных параллельно плоскости листа, при этом количество этих атомных плоскостей ограничено имеющимися в дифракционном спектре (hkl) рефлексами. Таким образом, ОПФ дают информацию только об атомной плоскости, параллельной плоскости прокатки - {hkl}, но не о направлении в этой плоскости, совпадающим с НП - $\langle uvw \rangle$. Для установления текстуры прокатки, т.е. обоих компонентов {hkl} и $\langle uvw \rangle$ необходимы прямые полюсные фигуры, которые были получены для рефлекса {220}, (рисунок 4.7).

Результаты расшифровки ППФ, полученной от сечения 0,5Т показали наличие в среднем слое сплава В-1480 интенсивной текстуры «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$ (рисунок 4.7, а). В поверхностных слоях сплава В-1480 формируется многокомпонентная текстура сдвига, в которой доминируют ориентировки $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 110\rangle$ (рисунок 4.7, б). В поверхностном слое сплава В-1481 формируется сильная кубическая текстура $\{100\}\langle 100\rangle$ (рисунок 4.7, в), характерная для текстуры рекристаллизации алюминиевых сплавов. Полученные результаты позволяют объяснить особенности анизотропии свойств листов сплавов (рисунок 4.6). Видно, что в среднем слое толщиной в 0,5Т сплава В-1480 доминирует текстура латуни $\{110\}\langle 112\rangle$ и она однородна по сечению этого слоя (рисунок 4.6, а). Соответственно в НП расположено направление $\langle 112\rangle$, в ПН направление $\langle 111\rangle$, а в 45° -направлении набор из нескольких ориентировок.

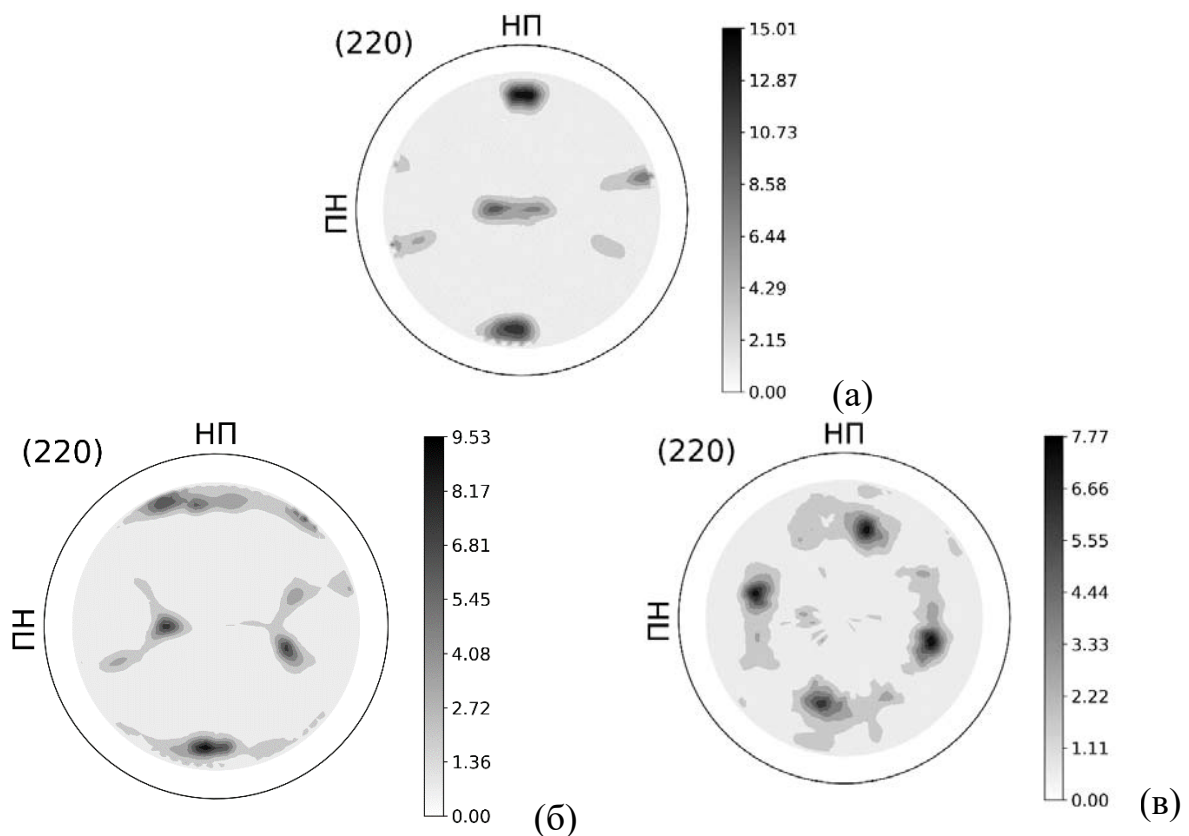


Рисунок 4.7 – ППФ $\{220\}$ 1,4 мм листов сплавов В-1480 (а, б) и В-1481 (в) для сечений, удаленных от поверхности на 0,5Т (а) и 0,17Т (б, в)

Такая текстура является причиной выраженной анизотропии прочностных (рисунок 4.5, а, б) и упругих свойств (рисунок 4.5, в) в листах этого сплава. Расчеты показали, что минимальные свойства в 45° -направлении обусловлены для прочностных характеристик минимальными значениями в этом направлении факторов Тейлора. Наиболее высокие прочностные свойства соответствуют ПН, с которым для текстуры латуни совпадает направление $\langle 111 \rangle$ с максимальным фактором Тейлора.

Анизотропия упругих свойств сплавов (рисунок 4.5, в) сходна с анизотропией прочностных свойств, поскольку для Al величина модуля Юнга также как величина фактора Тейлора максимальна для направления $\langle 111 \rangle$, а в 45° -ном направлении расположены кристаллографические направления с низкими модулями Юнга и факторами Тейлора. С помощью ППФ установлено, что в поверхностном слое листа сплава В-1480 формируется кубическая текстура $\{100\}\langle 001 \rangle$ (рисунок 4.7, в). Важно, именно то, что с помощью построения ППФ удалось установить, что в направлении прокатки расположено направление $\langle 001 \rangle$. Наличие текстуры куба в плоскости прокатки было установлено уже с помощью ОПФ (рисунок 4.7, б). Однако для объяснения изотропии как прочностных, так и упругих свойств этого сплава важно, что с НП совпадает направление $\langle 001 \rangle$.

Изотропия упругих свойств сплава В-1481 объясняется тем, что упругая анизотропия Al имеет противоположный характер для среднего слоя с пусть и слабой, но текстурой латуни, для которой модуль Юнга в 45° -ном направлении меньше, чем в НП и ПН. Наличие кубической текстуры в поверхностных слоях сплава В-1481 компенсирует анизотропию среднего слоя, поскольку для кубической текстуры модуль Юнга в НП и ПН ($\langle 100 \rangle$) меньше, чем в 45° -ном направлении ($\langle 110 \rangle$).

Для прочностных свойств справедливо аналогичное объяснение, но оно требует некоторых пояснений. Факторы Шмида для октаэдрического скольжения в направлениях $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ одинаковы (0,41), поэтому если реализуется модель деформации поликристалла по Заксу с однородными напряжениями, то

сопротивления деформации для этих направлений должны совпадать. Известно, что кубическая текстура алюминиевых листов является нежелательной для листовой штамповки, поскольку в этом случае под углом 45° к НП образуются фестоны (выступы), приводящие к потерям металла. При этом в случае кубической текстуры фестоны образуются из-за более высокого сопротивления деформации вдоль направления $[110]$, составляющего угол 45° с направлением $[100]$, расположенным параллельно НП. в листе с кубической текстурой.

Наличие 45° -ных фестонов при штамповке Al листов с кубической текстурой свидетельствует о том, что в них реализуется модель деформации поликристалла по Тейлору (однородная деформация), поскольку в этом случае сопротивление деформации для $\langle 110 \rangle$ в 1,5 раза выше, чем для $\langle 100 \rangle$. Это является важным соображением, поскольку дает эффективный способ получения изотропных листов, который не требует поиска трудно осуществимых решений, включающих получение бестекстурного листа. Достаточно получить лист с выраженной текстурой латуни и с помощью финишной контролируемой термообработки получить в поверхностных слоях кубическую текстуру, которая полностью скомпенсирует пониженную прочность в 45° направлении, свойственную материалу с текстурой латуни.

4.3 Влияние сверхбыстрого затвердевания на фазовый состав и модуль упругости сплавов 1441, В-1461, В-1469 системы Al–Cu–Li

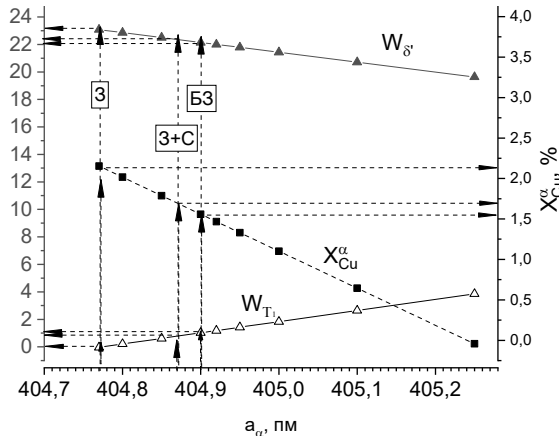
Быстрое затвердевание (БЗ) расплава относится к перспективным методам производства алюминий-литиевых сплавов с улучшенными механическими свойствами, обусловленными действием таких механизмов упрочнения, как субструктурное и дисперсионное твердение. При этом для технологии БЗ характерны такие проблемы, как плохая формуемость и охрупчивание.

Для прогнозирования механических свойств Al–Li сплавов необходима информация о количественном соотношении в них интерметаллидных фаз. В данном разделе с помощью методики количественного фазового анализа

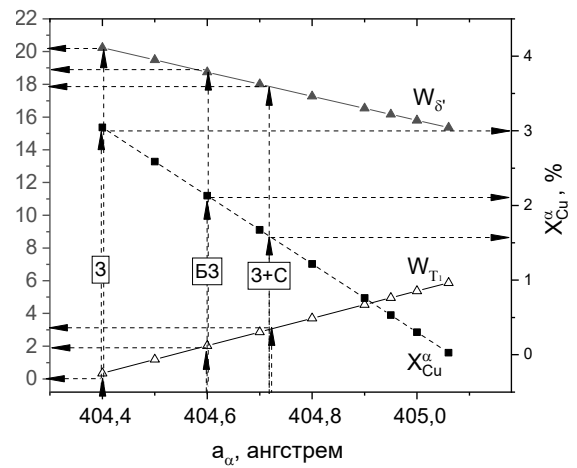
исследовано влияние термической обработки на соотношение интерметаллидных фаз и модуль Юнга для сплавов 1441, В-1461 и В-1469 после быстрого затвердевания, а также анализируется влияние легирования сплавов этой системы на упругие свойства [127].

На дифрактограммах сплавов 1441, В-1461 и В-1469 после быстрого затвердевания и обычной закалки присутствуют только рефлексы α -твердого раствора и отсутствуют даже следы интерметаллидных фаз. Тем не менее количество интерметаллидных фаз в сплавах различного состояния определяли с помощью методики, основанной на измерении периодов решетки α -твердого раствора. Зависимости рассчитанных массовых долей T_1 и δ' -фаз и количества меди в α -твердом растворе от периода решетки α -твердого раствора для выбранных сплавов, различающихся соотношением Li/Cu, приведены на Рисунке 4.9. На рисунке показан также порядок определения количества фаз в сплавах в различном состоянии.

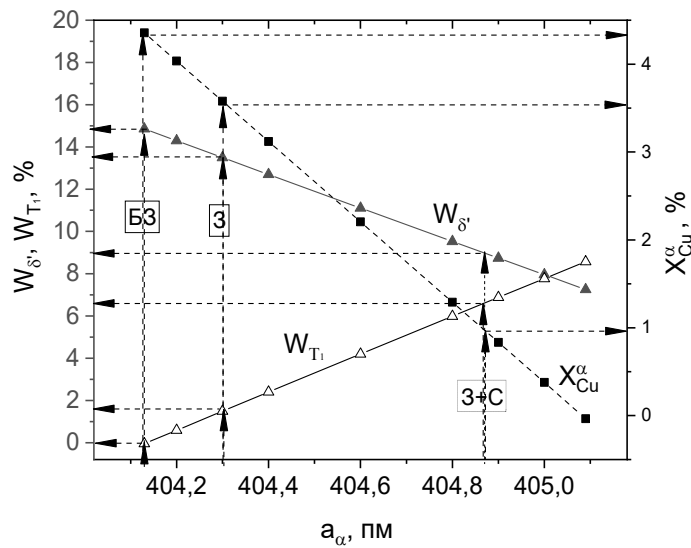
Можно отметить, что состав сплавов влияет не только на соотношение содержаний интерметаллидных фаз, но и на их суммарное количество. Так, если для сплава В-1469 с соотношением Li/Cu = 2,7 содержание δ' -фазы в зависимости от состояния (быстрое затвердевание, обычная закалка и закалка с последующим старением) составляет 7,2–14,9% (см. рис. 4.8, в), то для сплава 1441 с Li/Cu = 9,8 содержание δ' -фазы возрастает до 19,6–23,1% (см. рис. 4.8, а). При этом содержание T_1 -фазы снижается с 0–8,6% для сплава В-1469 и до 0–3,9% для сплава 1441.



(а)



(б)



(в)

Рисунок 4.8 – 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) в различных состояниях [127]

Таким образом, суммарное количество интерметаллидных фаз в сплаве В-1469 изменяется в диапазоне 7,2–23,5%, а в сплаве 1441 – в диапазоне 19,6–27%. Для всех сплавов термическое упрочнение (3 + С) приводит к снижению содержания меди в твердом растворе (см. рис. 4.9, а) и резкому увеличению содержания T_1 -фазы (Рисунок 4.9, б) – наиболее сильного упрочнителя сплавов Al–Cu–Li. Это особенно заметно для самого высокопрочного сплава В-1469. При этом количество δ' -фазы в этих сплавах снижается (Рисунок 4.9, в). В сплаве 1441

с самым низким содержанием меди после закалки и старения количество упрочняющей T_1 -фазы увеличивается от нуля в закаленном состоянии до 1% после старения.

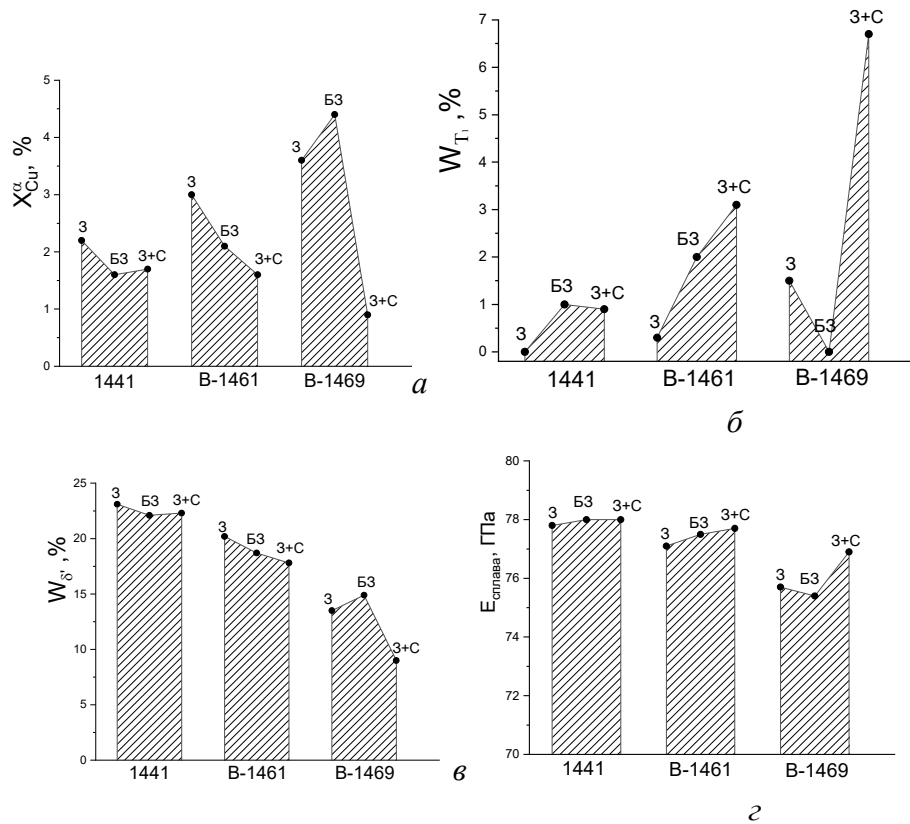


Рисунок 4.9 – Содержание меди в твердом растворе (а), количество T_1 -фазы (б), δ' -фазы (в) и модуль Юнга (г) сплавов 1414, В-1461 и В-1469 в различных состояниях [127]

Для всех сплавов после обычной закалки и БЗ расплава характерен сильно пересыщенный твердый раствор. При этом для сплавов с более высоким содержанием лития (1441 и В-1461) в БЗ состоянии твердый раствор менее пересыщен – меньше содержание меди (Рисунок 4.9, а). Сплав В-1469 с меньшим содержанием лития характеризуется бóльшим пересыщением медью в БЗ состоянии по сравнению с обычной закалкой.

Для сплавов 1441, В-1461 и В-1469 определен модуль Юнга интерметаллидных фаз δ' и T_1 , а также α -твердого раствора. При этом были использованы данные расчета количества этих фаз в каждом из сплавов в

термоупрочненном состоянии и значения модуля Юнга, полученные экспериментально. Модуль упругости α -твердого раствора рассчитывали исходя из монокристаллических упругих констант алюминия и количественных текстурных данных. Значения модуля Юнга интерметаллидных фаз δ' и T_1 находили минимизацией разницы между экспериментальными и расчетными значениями. Полученные рассчитанные значения модуля Юнга δ' -фазы для исследуемых сплавов варьируются от 93 до 104 ГПа, а для T_1 -фазы от 115 до 123 ГПа, т.е. упругие свойства этих фаз близки. Для α -твердого раствора рассчитанная величина модуля Юнга сплавов варьируются от 70,7 до 71,3 ГПа. Для исследуемых $E_{\delta'} = 93\text{--}104$ ГПа, а $E_{T_1} = 115\text{--}123$ ГПа, т.е. упругие свойства этих фаз близки. Модуль Юнга α -твердого раствора сплавов изменяется от 70,7 до 71,3 ГПа. Поскольку упругие свойства не являются структурно чувствительными, можно использовать средние значения модуля упругости для его прогнозирования, по крайней мере, при оценке относительного влияния химического состава на упругие свойства сплавов.

Исходя из полученных результатов за средние значения модуля Юнга α -твердого раствора, δ' - и T_1 -фаз приняты следующие: $E_{\alpha} = 71,0$ ГПа, $E_{\delta'} = 100,3$ и $E_{T_1} = 120,3$ ГПа. Тогда согласно правилу аддитивности модуль Юнга сплава произвольного состава можно оценить по соотношению:

$$E = (E_{\alpha}W_{\alpha} + E_{\delta'}W_{\delta'} + E_{T_1}W_{T_1}) / 100. \quad (4.1)$$

Из результатов расчетов следует, что у всех сплавов, кроме сплава В-1469, модуль Юнга мало зависит от структурного состояния сплава: он изменяется в среднем на $\approx 0,8$ ГПа (Рисунок 4.9, г). У сплава В-1469 после закалки и старения модуль Юнга увеличивается на 1,5 ГПа, что обусловлено выделением 6,7% T_1 -фазы (см. рис. 4.9, в).

Более существенно влияние на модуль Юнга оказывает состав сплава. Максимальное значение упругого модуля – у сплава 1441 (Рисунок 4.9, г) с максимальным отношением $\text{Li/Cu}(9,8)$, а минимальный модуль соответствует сплаву В-1469 с минимальным отношением $\text{Li/Cu}(2,7)$. При этом по прочностным

характеристикам сплав В-1469 значительно превосходит сплав 1441. Объясняется это достаточно просто: модуль Юнга сплавов Al-Cu-Li определяется количеством интерметаллидов, модуль Юнга которых значительно выше по сравнению с твердым раствором. Литий намного интенсивнее увеличивает количество интерметаллидов по сравнению с медью, поскольку его атомная доля значительно выше, чем меди. Кроме этого, по сравнению с T_1 -фазой (Al_2CuLi) стехиометрия δ' -фазы (Al_3Li) более эффективна для образования интерметаллидов, поскольку каждый атом лития дополняется тремя атомами алюминия.

Вклад лития и меди в модуль упругости определены расчетом по (7). Результаты расчетов модуля упругости и количества интерметаллидов для сплавов с 2% (мас.) Cu и 1-4% (мас.) Li и сплавов с 2% (мас.) Li и 1-4% (мас.) Cu приведены в Таблице 4.1 и на Рисунке 4.10. Согласно им у сплавов первого типа при увеличении количества лития с 1 до 4% модуль упругости возрастает на 11,1 ГПа, а у сплавов второго типа при таком же увеличении количества меди модуль упругости повышается всего на 1,9 ГПа. Это объясняется тем, что добавка 3% Li приводит к увеличению количества интерметаллидов на 37,9% (мас.), а добавка 3% Cu повышает количество интерметаллидов всего на 1,7% (мас.).

Таблица 4.1 – Модуль Юнга и количество нтерметаллидных фаз для сплавов Al-2Cu-xLi и Al-2Li-xCu

x, % (мас.)	Al-2Cu-xLi		Al-2Li-xCu	
	($W_{\delta'}+W_{T1}$), % (мас.)	E, ГПа	($W_{\delta'}+W_{T1}$), % (мас.)	E, ГПа
1,0	13,8	75,9	25,9	79,0
1,5	20,1	77,8	26,2	79,4
2,0	26,4	79,6	26,4	79,6
2,5	32,8	81,5	26,8	80,0
3,0	39,1	83,4	27	80,3
3,5	45,4	85,2	27,4	80,6
4,0	51,7	87,0	27,6	80,9

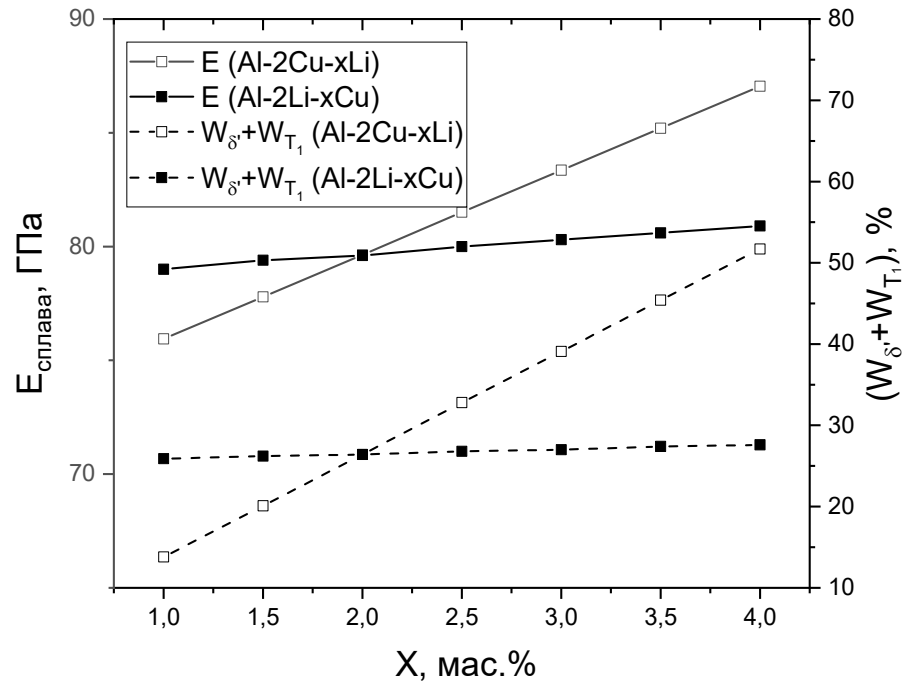


Рисунок 4.10 – Зависимость количества интерметаллидных фаз и модуля Юнга от содержания лития и меди для сплавов Al–Cu–Li

Следует отметить, что рост модуля Юнга сплава В-1469 после закалки и старения (см. рис. 4.10, г) не связан со структурными изменениями, а обусловлен увеличением количества интерметаллидов с 15 до 15,7% (см. рис. 4.10, в). При этом повышается доля T_1 -фазы, модуль Юнга которой на 20% выше, чем модуль Юнга δ' -фазы, что в итоге способствует росту модуля Юнга сплава на 1,2 ГПа. Эта закономерность справедлива для всех трех сплавов. В результате термической обработки снижение количества меди в твердом растворе сопровождается не только повышением общего количества интерметаллидов, но также повышением доли T_1 -фазы с более высоким модулем (см. рис. 4.9, а, б). Однако максимальное повышение модуля Юнга для сплава с фиксированным количеством лития составляет 1-2 ГПа (см. рис. 4.9, г), а при повышении содержания лития на 1% (мас.) модуль Юнга увеличивается на ≈ 4 ГПа (см. табл. 4.1).

4.4 Исследование методом высокотемпературной рентгенографии термических коэффициентов линейного расширения δ' - и T_1 интерметаллидных фаз в сплавах системы Al-Cu-Mg-Li

Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) – важное инженерное и физическое свойство градиентных материалов, таких как функциональные покрытия и композиты, поскольку позволяет оценивать совместимость их компонентов в условиях термоциклирования. Кроме того, термическое расширение коррелирует с энергией межатомной связи и позволяет с помощью высокотемпературной рентгеновской съемки получать информацию об анизотропии сил межатомной связи в виде величин ТКЛР для различных кристаллографических направлений некубических кристаллов. В этом проявляется уникальная особенность теплового расширения, позволяющая определять монокристалльные константы на поликристаллах.

Экспериментальное определение ТКЛР методом высокотемпературной рентгеновской съемки имеет значительные преимущества по сравнению с дилатометрией, прежде всего в возможности прямого измерения ТКЛР различных фаз в многофазных системах, а также в тонких поверхностных слоях и покрытиях.

В настоящей разделе методом высокотемпературной рентгенографии исследованы особенности теплового расширения двух основных интерметаллидных фаз сплавов Al-Cu-Li T_1 -фазы [128] и δ' -фазы [123].

T_1 -фаза

На полученных высокотемпературной съемкой дифрактограммах кроме двух рефлексов α -твердого раствора присутствуют три рефлекса, которые идентифицированы как рефлексы (100), (103) и (200) T_1 -фазы (рисунок 4.11). Можно отметить смещение рефлексов к меньшим углам с повышением температуры, что соответствует увеличению межплоскостных расстояний. Это хорошо иллюстрирует рисунок 4.12, на котором совмещены дифрактограммы, полученные при температурах 100 и 500 °С. Причем смещение рефлексов с температурой для α -твердого раствора больше, чем для интерметаллида, при этом

для интерметаллида смещение рефлекса (200) превышает смещение рефлекса (103).

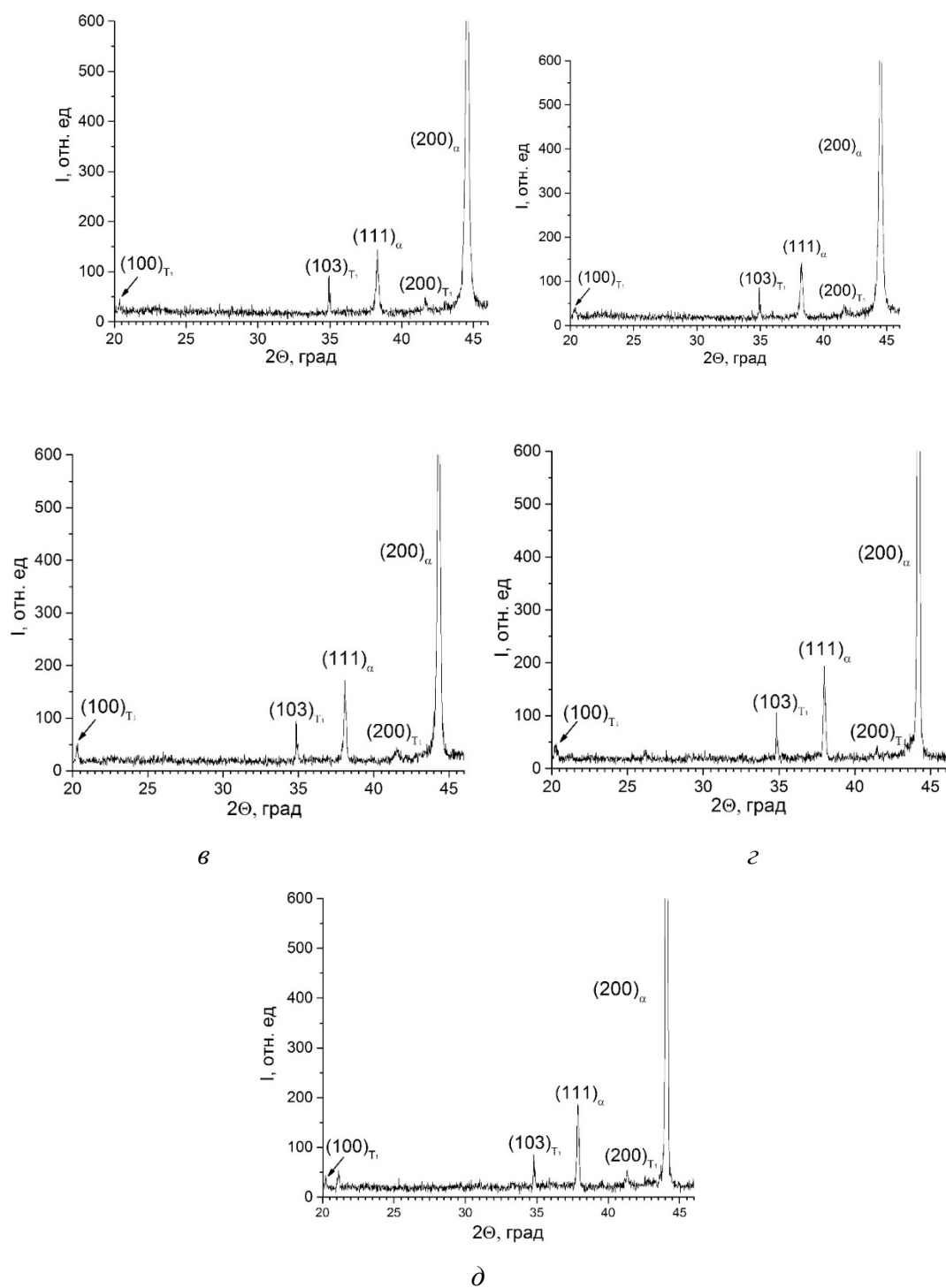


Рисунок 4.11 – Дифрактограммы сплава В-1480, полученные при температурах 100 °С (а), 150 °С (б), 300 °С (в), 400 °С (г), 500 °С (д)

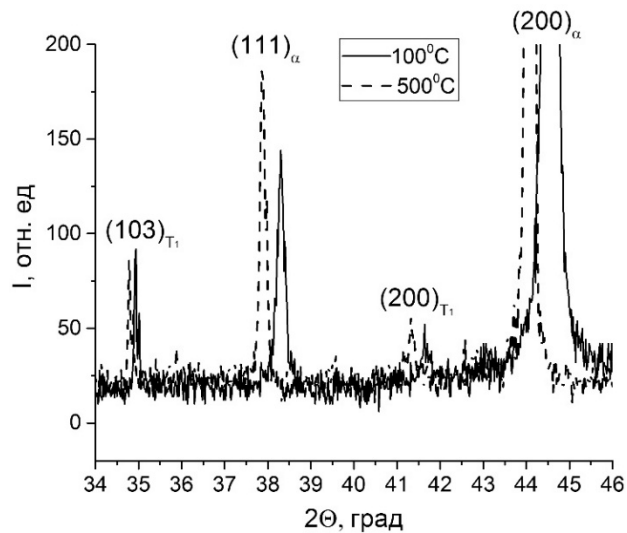


Рисунок 4.12 – Совмещенные дифрактограммы, полученные при температурах 100 и 500 °С

На Рисунке 4.13 приведены температурные зависимости межплоскостных расстояний для рефлексов (100), (103) и (200) интерметаллида, а на Рисунке 4.14 – аналогичные зависимости для рефлексов (111) и (200) α -твердого раствора. Эти зависимости имеют близкий к линейному характер и дают возможность оценить значения ТКЛР для T_1 -фазы с ГПУ кристаллической решеткой и ГЦК- α -твердого раствора. Видно, что наклон зависимости для межплоскостных расстояний (103) значительно меньше, чем для рефлексов (100) и (200), которые являются отражениями 1-го и 2-го порядков от плоскости призмы 1-го рода. На рисунках приведены также рассчитанные методом наименьших квадратов значения ТКЛР в направлении нормалей к отражающим атомным плоскостям для соответствующих рефлексов.

Плоскость базиса ГПУ-решетки является плоскостью изотропии не только по отношению к свойствам, описываемых тензором 2-го ранга (значения ТКЛР), но и 4-го ранга (модули упругости). По этой причине значение ТКЛР для рефлексов (100) и (200) можно принять за монокристаллическую константу α_a , т.е. за значение ТКЛР для направлений в плоскости базиса (нормальных к оси c). Нормаль к плоскости (103) составляет угол 36° с осью c , поэтому следует

предположить, что ТКЛР вдоль оси c значительно меньше, чем вдоль оси a и любого направления в плоскости базиса.

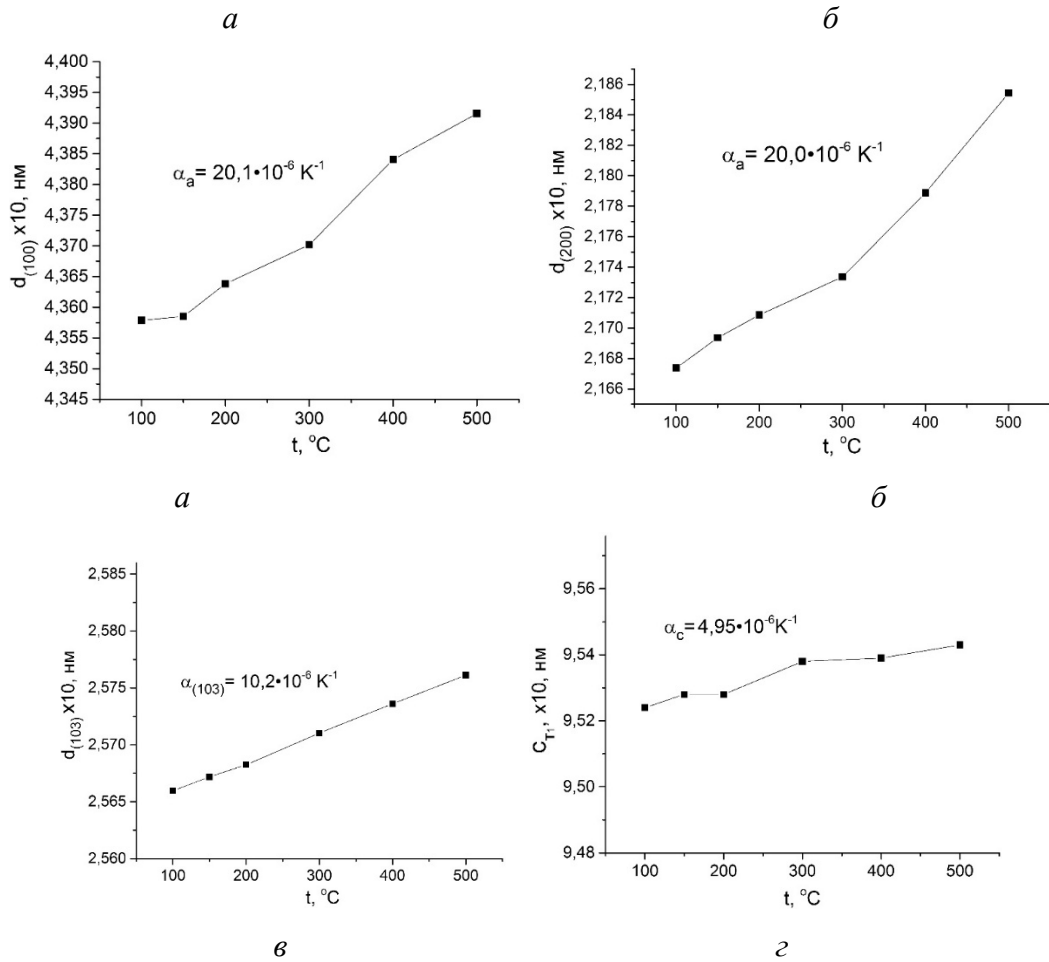


Рисунок 4.13 – Температурные зависимости межплоскостных расстояний для T_1 -фазы, рассчитанных из рефлексов (100) (*a*), (200) (*б*), (103) (*в*) и периода решетки c (*з*), рассчитанного из межплоскостных расстояний для (200) и (103) для каждой температуры.

Определить ТКЛР вдоль оси c (α_c) можно двумя способами. Первый способ очевиден: необходимо из квадратичной формы для ГПУ-кристаллов на основании экспериментальных значений межплоскостных расстояний для рефлексов (103) и любого из рефлексов (100) или (200) для температур 100, 150, 300, 400 и 500 °C вычислить соответствующие этим температурам значения периода c ГПУ-решетки и с помощью метода наименьших квадратов определить α_c . Результаты расчетов приведены на Рисунке 4.13, *з*.

Второй способ основан на тензорном уравнении (2.7). Найденные значения ТКЛР для рефлексов (100) и (103) (см. рис. 4.13) подставляют в уравнение (2.7) и находят величину α_c . Соответствующий расчет дает величину $\alpha_c = 5,1$ ppm/град. Она сопоставима со значением ТКЛР, полученным традиционным методом – 4,95 ppm/град (см. рис. 4.13, *з*).

Таким образом, интерметаллидная фаза T_1 (Al_2CuLi) обладает высокой анизотропией теплового расширения: ее ТКЛР в направлении оси c в четыре раза меньше, чем в плоскости базиса. Очевидно, что следует ожидать высокой анизотропии модуля упругости, которая противоположна анизотропии теплового расширения. В направлении оси c модуль Юнга должен быть значительно выше, чем в плоскости базиса. Возможно, что этим объясняется форма частиц T_1 -фазы, которые имеют вид тонких (толщиной ≈ 3 нм) круглых (диаметром ≈ 180 нм) пластин, при этом частицы δ' -фазы имеют сферическую форму.

В [129] исследовали влияние наночастиц TiB_2+TiC в композите на основе сплава $Al-Cu-Li$ на процесс выделения частиц T_1 -фазы в матрице при старении, а также на их рост в процессе старения. Показано, что рост частиц T_1 происходит на кристаллической плоскости $Al \{111\}$. Частица T_1 -фазы демонстрирует две различные ориентации роста: одну по длине и другую по толщине, при этом в начале образуется фаза с ГЦК-решеткой. Впоследствии происходит изменение последовательности укладки плотноупакованных плоскостей от ГЦК- к ГПУ-укладке базисных плоскостей и образуется T_1 -фаза. Механизм роста в толщинном направлении отличается, и, вероятно, более высокие силы межатомной связи в этом направлении, совпадающим с осью c ГПУ-решетки, препятствуют росту толщины.

δ' -фаза

На Рисунке 4.14 приведены полученные методом высокотемпературной рентгенографии температурные зависимости периодов решетки для рефлексов (111) и (200) твердого раствора сплавов 1441, В-1461 и В-1469 и сверхструктурного рефлекса (110) δ' -фазы, на основании которых оценивали соответствующие значения ТКЛР.

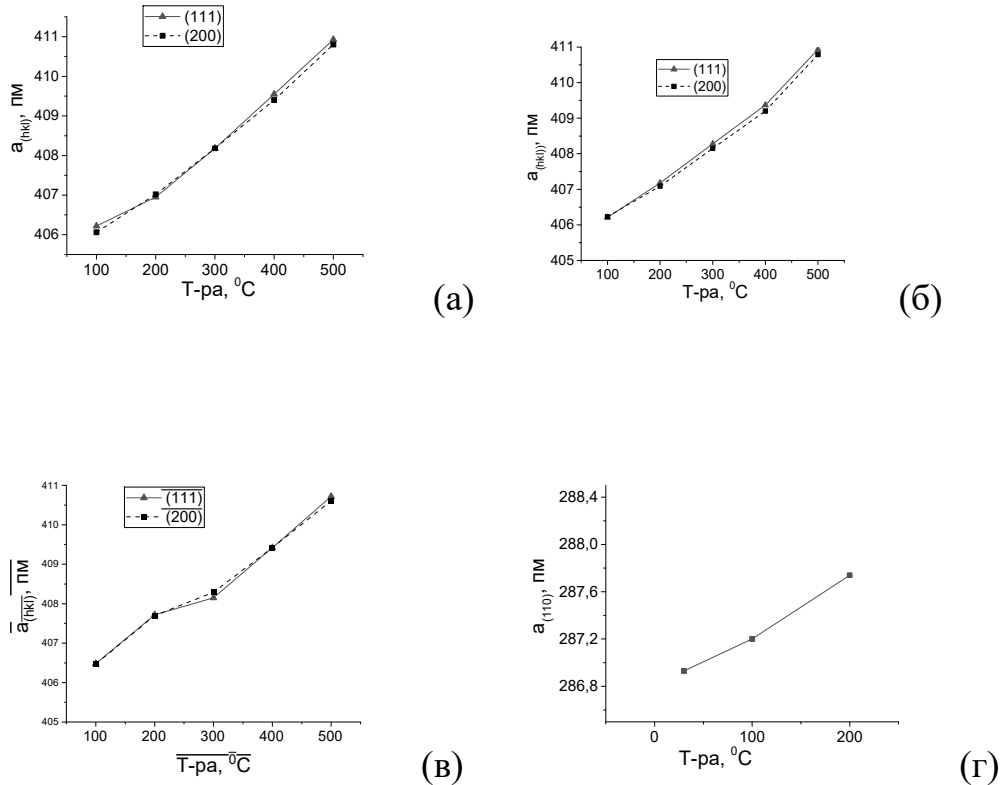


Рисунок 4.14 – Температурные зависимости периодов решетки для рефлексов (111) и (200) твердого раствора сплавов 1441 (а), В-1461 (б) и В-1469 (в) и сверхструктурного рефлекса (110) δ' -фазы (г)

Для твердого раствора зависимости получены в интервале температур 100-500⁰С, а для δ' -фазы в интервале 25-200⁰С, поскольку при 300⁰С рефлексы δ' -фазы отсутствовали из-за ее растворения в интервале температур 200-300⁰С. Результаты измерений приведены в Таблице 4.2. Величина ТКЛР твердых растворов варьируются для сплавов в пределах 24,8-29,4ppm/град, а для δ' -фазы составляет 16,8 ppm/град. ТКЛР T_1 -фазы, также как δ' -фазы меньше, чем у

твердых растворов и составляет 20,1 ppm/град в направлении оси «а» и 5,2 ppm/град в направлении оси «с» гексагональной решетки этой фазы.

Таблица 4.2 – Величины ТКЛР, полученные для рефлексов (111) и (200) твердых растворов сплавов 1441, В-1461 и В-1469 и рефлекса (110) δ' -фазы сплава 1441

Сплав	ТКЛР, ppm/град			
	α -фаза			δ' -фаза
	(111)	(200)	Средн.	(110)
1441	29,6	29,2	29,4	16,8
В-1461	28,9	27,9	28,4	-
В-1469	25,0	24,6	24,8	-

Рассчитанные из температурных зависимостей межплоскостных расстояний для рефлексов (111) и (200) α -твердого раствора сплава В1480 величины ТКЛР (Рисунок 4.15) практически не различаются и равны соответственно $26,0 \cdot 10^{-6}$ и $26,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Это естественно для кристаллов с кубической решеткой, свойства которых описываются тензором 2-го ранга, и поэтому изотропны.

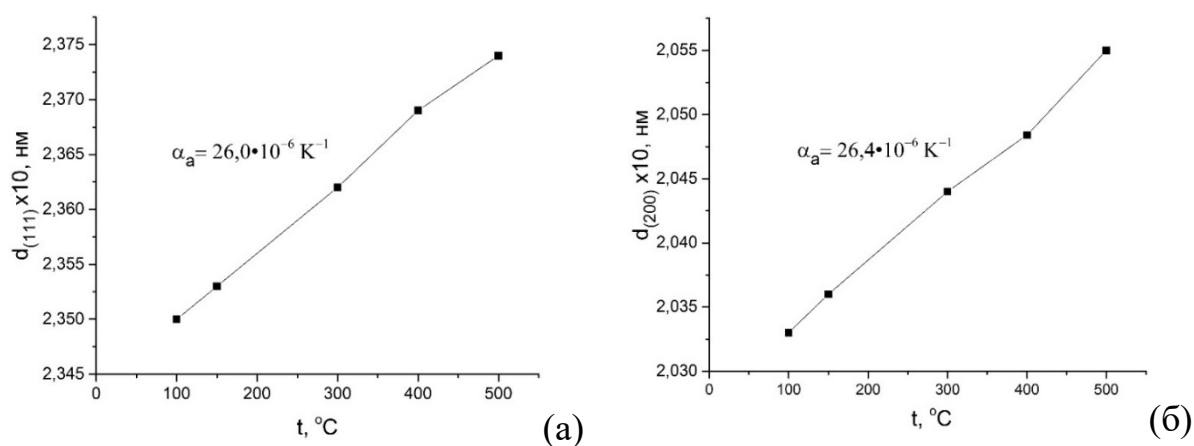


Рисунок 4.15 – Величины ТКЛР, рассчитанные из температурных зависимостей межплоскостных расстояний для рефлексов (111) (а) и (200) (б) α -твердого раствора сплава В1480

В работе впервые получены величины ТКЛР для δ' и T_1 - фаз, что позволит прогнозировать величину ТКЛР сплавов в зависимости от их фазового состава. Величины ТКЛР δ' - и T_1 -фаз значительно ниже, чем у твердого раствора (24,8-29,4 ppm/град), что является свидетельством более высоких упругих свойств интерметаллидов и с учетом их высокой доли в сплавах объясняет самую высокую величину модуля Юнга у сплавов с литием. Известно, что самые высокие показатели упругих модулей сплавов Al-Cu-Li обусловлены наличием большого количества интерметаллидных фаз, включающих кроме T_1 -фазы также и δ' -фазу, модули Юнга которых существенно выше, чем у α -твердого раствора. Однако полученные результаты свидетельствуют также и о выраженной анизотропии сил межатомной связи T_1 -фазы, которая, возможно, вносит вклад в анизотропию упругих и механических свойств текстурированных листов из сплавов Al-Cu-Li, которая значительно превосходит анизотропию свойств других алюминиевых сплавов с аналогичной текстурой.

Выводы по главе 4

1. Показано, что текстура листов сплавов отличается гетерогенностью, в среднем слое толщиной $\sim 0,5T$ формируется однокомпонентная текстура типа «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$, а в поверхностных слоях толщинами $\sim 0,25T$ формируется многокомпонентная текстура сдвига, в которой доминируют ориентировки $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 110\rangle$.

2. Анализ интенсивностей рефлексов твердого раствора и интерметаллидных фаз показал, что с учетом характерных для этих фаз ориентационных соотношений ориентации δ' - и T_1 - фазы когерентны матрице.

3. Обнаруженная когерентность δ' - и T_1 - фазы с твердым раствором может обеспечить повышенную анизотропию прочностных свойств, характерную для Al-Cu-Li сплавов только при условии, что их механизм деформации обеспечивает аналогичную твердому раствору анизотропию свойств, чему

соответствует октаэдрическое скольжение для δ' -фазы со структурой $L1_2$ и базисное скольжение для T_1 -фазы с ГПУ решеткой.

4. Показано, что отношение количества δ' - и T_1 -фаз определяется отношением Li к Cu , на основе которого можно разделить $Al-Cu-Li$ сплавы на три группы: в первую группу входят сплавы с $Li/Cu > 1$ (δ' -сплавы), в которых доминирует δ' -фаза, для второй группы с $0,5 < Li/Cu < 1$ характерно примерно равное содержание δ' и T_1 -фаз ($\delta' + T_1$ сплавы), в третьей группе с $Li/Cu < 1$ доминирует T_1 -фаза (T_1 -сплавы)

5. Продемонстрирована эффективность методики количественного фазового анализа для оценки влияния быстрого затвердевания на соотношение интерметаллидных фаз в сплавах системы $Al-Cu-Li$.

6. Показано, что совместное использование количественного фазового анализа и данных об упругих модулях интерметаллидов позволяет прогнозировать упругие свойства сплавов $Al-Cu-Li$ и установить, что величина модуля Юнга пропорциональна количеству интерметаллидов, которое возрастает более чем в шесть раз интенсивнее при повышении содержания лития по сравнению с повышением содержания меди.

7. С помощью высокотемпературной рентгеновской съемки оценены величины ТКЛР для α -твердого раствора сплавов $Al-Cu-Li$, который варьируется в пределах 24,8-29,4 ppm/град и впервые определены величины ТКЛР для интерметаллидных фаз, которые составляют 16,8 ppm/град для δ' -фазы, а для осей a и c ГПУ-решетки T_1 -фазы 20,1 и 5,2 ppm/град, соответственно.

8. Эти данные позволяют прогнозировать величину ТКЛР сплавов в зависимости от их фазового состава. Возможно, что такая значительная анизотропия ТКЛР T_1 -фазы является причиной формирования частиц этой фазы в виде тонких пластин, диаметр которых почти на два порядка превышает их толщину.

ГЛАВА 5. ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ, ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СОЕДИНЕНИЙ В СПЛАВАХ 1565Ч, А2519, 1461 И 1424, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

5.1 Влияние сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сплава системы (Al-Mg) 1565ч

В этом разделе исследовали распределение текстуры, фазового состава и твердости по зонам сварного шва, зоны термического влияния и основного материала в соединениях из Al-Mg сплава 1565ч (Таблица 5.1), полученного сваркой трением с перемешиванием [130].

Таблица 5.1 – Химический состав алюминиевого сплава 1565ч

Марка сплава	Массовая доля элементов, %								
	Al	Mg	Mn	Zn	Cu	Zr	Cr	Fe	Si
1565ч	Осн.	5,87	0,83	0,81	0,07	0,11	0,06	0,22	0,12

На Рисунке 5.1 приведена зависимость твердости на различном удалении от центра шва, которая соответствует типичной для СТП соединений W-образной кривой, при этом зависимость достаточно симметрична относительно центра шва. Не обнаружено существенных различий для «отстающей» и «набегающей» сторонами, что позволило ограничиться рентгеноструктурными исследованиями только одной «отстающей» стороны.

На Рисунке 5.2 приведены рентгенограммы трех зон сварного соединения сплава, которые свидетельствуют о наличии в сплаве только рефлексов α -твердого раствора на основе алюминия с ГЦК решеткой. В сплаве присутствует также интерметаллидная β -фаза (Al_3Mg_2) со сложной кубической решеткой (больше 1000 атомов на элем.яч.), однако из-за ее дисперсности рефлексы β -фазы отсутствуют на рентгенограммах. Однако на основании измерения периодов решетки α -твердого раствора можно выявить не только ее наличие, но и определить количество β -фазы с достаточно высокой точностью, поскольку

магний сильно увеличивает период ГЦК решетки α -твердого раствора и зная суммарное количество магния в сплаве можно рассчитать количество β -фазы и содержание магния в твердом растворе. На рентгенограммах также заметно изменение соотношения интенсивностей рефлексов для различных зон сварного соединения, что свидетельствует об изменении текстуры в этих зонах.

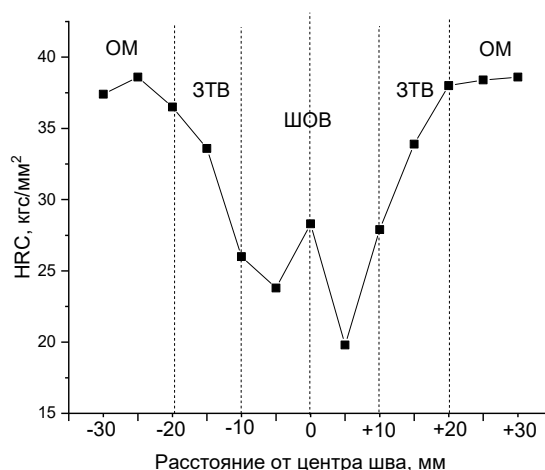


Рисунок 5.1 – Распределение твердости по сварному соединению сплава 1565ч

На Рисунке 5.3 приведено распределение полюсных плотностей для рефлексов (111), (200) и (220). В зоне основного металла (ОМ) наблюдается максимальная полюсная плотность рефлекса (220), что соответствует текстуре прокатки ГЦК металлов $\{110\}<112>$ (текстура «латуни») в зоне термического влияния (ЗТВ) происходит постепенное снижение полюсной плотности (220) и незначительное повышение компонентов текстуры сдвига (111) и (200). В зоне шва происходит резкое ослабление полюсной плотности (220), но при этом полюсные плотности текстуры сдвига (111) и (200) почти не увеличиваются на расстоянии 5-10 мм от центра шва, а затем резко увеличиваются на расстоянии менее 5 мм от центра шва. Этот эффект очевидно связан с тем, что текстура сдвига формируется в основном в результате воздействия пина, диаметр которого составляет 6 мм, а воздействие заплечиков, диаметр которых 18 мм, эффективно ослабляет текстуру прокатки, но не оказывает существенного влияния на формирование текстуры сдвига, которая целиком связана с процессом СТП.

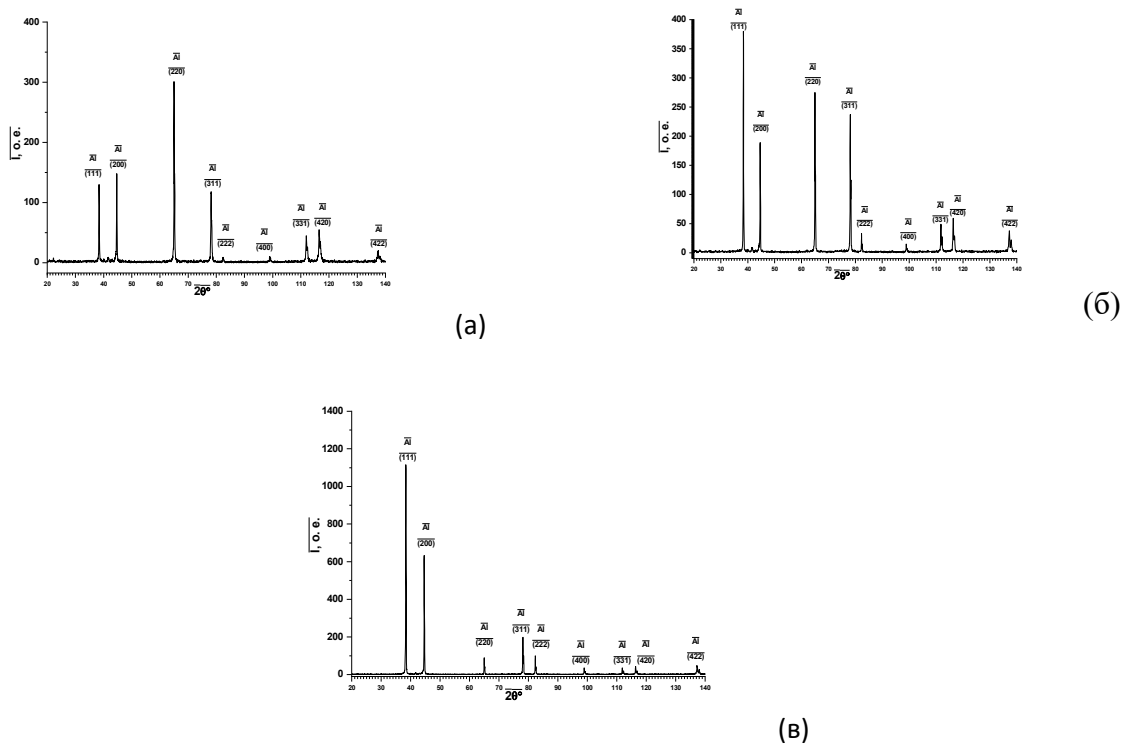


Рисунок 5.2 – Рентгенограммы зоны ОМ (а) , ЗТВ (б) и центра шва (в) СТП соединения сплава 1565ч

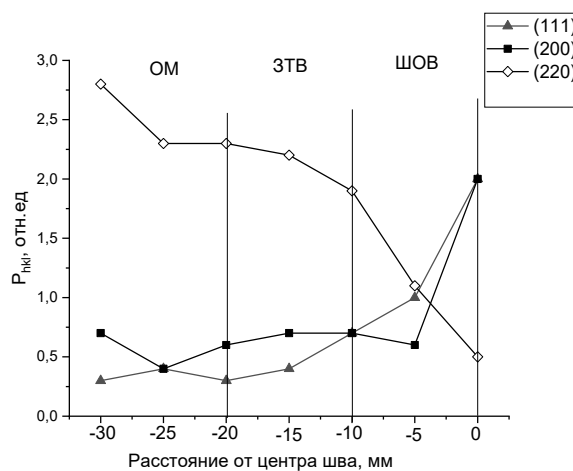
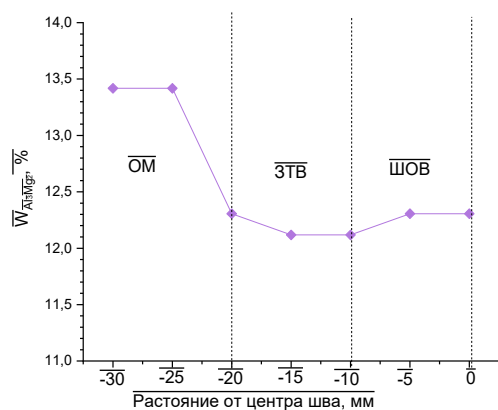
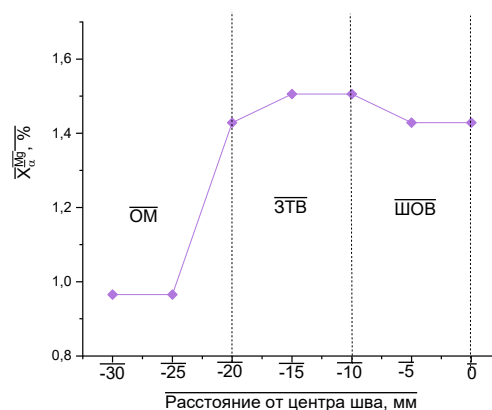


Рисунок 5.3 – Изменение текстуры по зонам сварного соединения сплава 1565ч

На Рисунке 5.4 приведены зависимости количества интерметаллидной фазы Al_3Mg_2 ($W_{\text{Al}_3\text{Mg}_2}$) и концентрации магния в α -твердом растворе (X_{Mg}^α) по зонам сварного соединения сплава 1565ч.



а



б

Рисунок 5.4 – Распределение по зонам сварного соединения сплава 1565ч: (а) содержания интерметаллида Al_3Mg_2 ($W_{Al_3Mg_2}$); (б) содержания Mg в α -твердом растворе (X_{Mg}^{α})

В ОМ содержится максимальное количество интерметаллида (13,4%) и минимальное количество магния в твердом растворе, что свидетельствует о более эффективном упрочнении дисперсными выделениями по сравнению с твердорастворным упрочнением.

Полученные результаты позволяют сделать практический вывод о том, что поскольку снижение твердости в шве по сравнению с ОМ происходит в результате снижения количества интерметаллидной фазы, необходимо скорректировать температурно-скоростной режим СТП с тем, чтобы повысить в шве и ЗТВ количество выделившейся интерметаллидной фазы. Повышению эффективности поисковых работ в этом направлении будет способствовать использование метода количественного фазового анализа для установления закономерностей влияния режимов СТП на количество интерметаллидной фазы.

5.2 Исследование СТП соединений сплавов A2519

В данном разделе рассмотрены новые количественные подходы к определению фазового состава сплава системы (AA2519) после различных режимов СТП с помощью измерения периода решетки твёрдого раствора на

основе алюминия с учетом известной Вегардовской зависимости периода решетки твердого раствора от содержания в нем легирующих элементов [38].

Для соединения из сплава AA2519 использовали два режима, отличающиеся тепловложением благодаря варьированию скоростями вращения и поступательного движения инструмента. НТ – низкое тепловложение соответствовало скорости вращения 500 об/мин и скорости подачи 760 мм/мин, а ВТ – высокое тепловложение соответствовало скорости вращения 1100 об/мин и скорости подачи 360 мм/мин.

На Рисунке 5.5 приведены рентгенограммы ОМ и на рис.5.6 рентгенограммы различных сечений сварных швов, полученных по режимам низкого (НТ) и высокого тепловложения (ВТ). На рентгенограммах присутствуют рефлексы α -твердого раствора и θ -фазы.

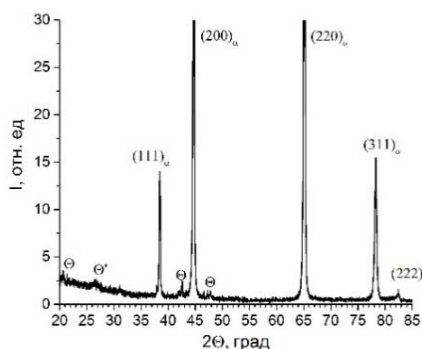
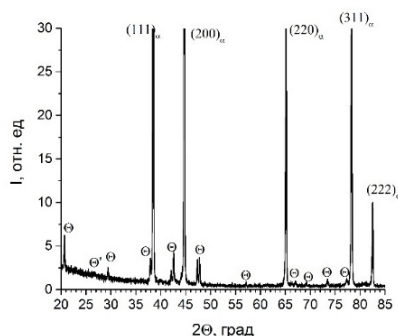
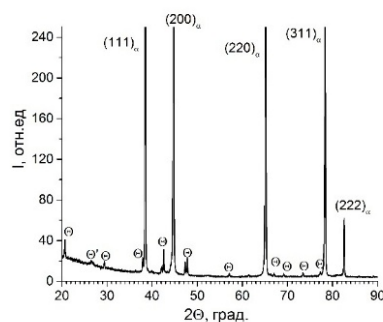


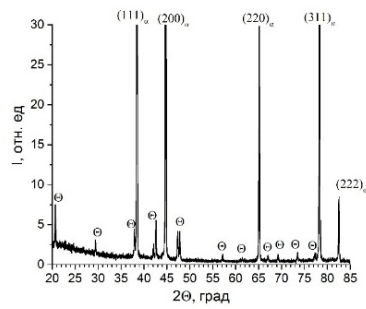
Рисунок 5.5 – Рентгенограмма исходного листа сплава A2519



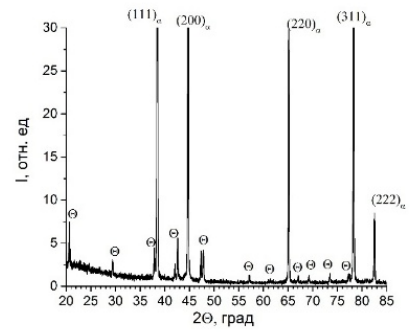
(a)



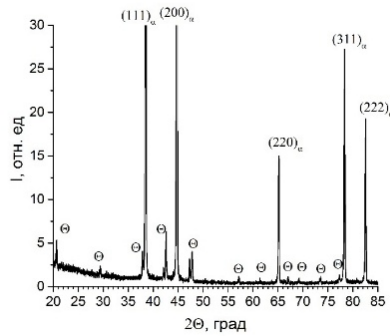
(б)



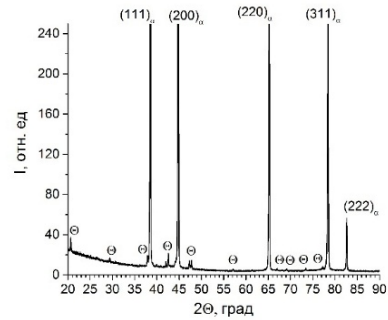
(b)



(г)



(д)



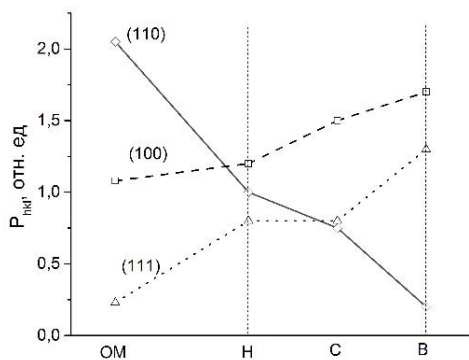
(е)

Рисунок 5.6 – Рентгенограммы СТП соединений из сплава А2519 по режимам НТ (а, в, д) и ВТ (б, г, е) для различных сечений СТП соединений (а) и (б) – Низ; (в) и (г) – Середина; (д) и (е) - Верх

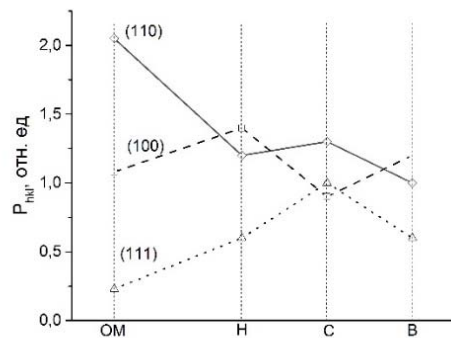
Заметны закономерные изменения интенсивностей рефлексов твердого раствора, свидетельствующие об изменениях текстуры по сечению шва. Кроме того, интенсивности рефлексов θ -фазы для режима НТ (Рисунок 5.6, а) значительно выше, чем для режима ВТ (Рисунок 5.6, б) и основного металла (Рисунок 5.5). Эти результаты качественно подтверждают результаты измерений объемной доли выделений равновесной θ -фазы (W_θ), которые оценивали с помощью стереологической процедуры СЭМ-снимков. Количественные исследования текстуры методом ОПФ проведены для решения двух задач. Во-первых, в силу чувствительности текстуры к любым термомеханическим воздействиям результаты текстурных исследований позволяют интерпретировать достаточно сложные процессы, которые сопровождают СТП. Кроме того, количественные текстурные данные, которые можно получить из ОПФ, позволяют скорректировать результаты количественного фазового анализа на эффект ориентационной зависимости распада твердого раствора, в результате

которого фазовый состав отличается для зерен разных ориентировок. Усреднение результатов измерения периодов решетки для различных рефлексов позволяет учесть этот эффект.

На Рисунке 5.7 приведены значения полюсных плотностей рефлексов (220), (222) и (400) для основного материала, и различных зон (Низ, Середина, Верх) для низкого (Рисунок 5.7, а) и высокого (Рисунок 5.7, б) тепловложений. Зависимости полюсных плотностей для НТ (Рисунок 5.7, а) можно объяснить тем, что компонент (110) текстуры прокатки исходного листа, соответствующий типичному для текстуры прокатки ГЦК сплавов (текстура «латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$) ослабляется, а компоненты текстуры сдвига (111)+(100) напротив усиливаются по мере увеличения доли деформации «перемешивания» по отношению к текстуре листа в последовательности: ОМ→Низ→Середина→Верх. В случае ВТ ситуация более сложная, текстура по сечению сварного соединения меняется немонотонно, и полюсная плотность при этом колеблется вблизи бестекстурного состояния. Скорее всего здесь имеет место динамическая рекристаллизация, на которую оказывают влияние помимо термических и деформационных воздействий, также и процессы выделения интерметаллидных фаз.



(а)



(б)

Рисунок 5.7 – Полюсные плотности (P_{hkl}) ориентировок (110), (100) и (111) для НТ (а) и ВТ (б)

В отличие от двухфазных сталей и титановых сплавов, для которых количественное соотношение фаз можно оценить по отношениям интенсивностей отражений, для алюминиевых сплавов такой подход не приемлем из-за дисперсности интерметаллидных фаз. Размер эффективно упрочняющих частиц редко превышает 10-20 нм и подавляющая часть интерметаллидов являются рентгеноаморфными. Поэтому для алюминиевых сплавов единственным способом оценки количества интерметаллидных фаз является измерение периода решетки твердого раствора и по наклону «Вегердовской» зависимости периодов решетки от состава твердого раствора можно оценить содержание легирующих и на основании баланса химического и фазового состава определить количество интерметаллидов.

Для оценки соотношения интерметаллидных фаз в сплаве AA2519 использовали тот факт, что равновесная Θ -фаза характеризуется микронными размерами и ее количество можно оценить стандартными стереологическими методами, а также по интенсивности рефлексов, которые хорошо видны на рентгенограммах (см. рис. 5.5, 5.6). В этой связи нами была использована комбинированная методика, которая включала определение суммарного количества интерметаллидов ($W_{\Theta+\Theta'+\Theta''}$) на основании измерения периода решетки α -твердого раствора. Тогда сумму неравновесных интерметаллидов ($W_{\Theta'+\Theta''}$) можно определить вычитая из суммарного количества ($W_{\Theta+\Theta'+\Theta''}$) количество Θ -фазы, оцененной стереологически.

Содержание меди в твердом растворе определяли на основании закона Вегарда. При этом учитывали изменение периода решетки твердого раствора из-за наличия в нем 0,23% Mg магния (полагаем, что весь магний находится в твердом растворе):

$$X_{Cu}^{\alpha} = \frac{a_{\alpha} - a_{Al} - X_{Mg}^0 \left(\frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Mg}^{\alpha}}{\left(\frac{\Delta a}{\Delta X} \right)_{Cu}^{\alpha}}, \quad (5.1)$$

где a_α , a_{Al} - периоды решетки α -твердого раствора и чистого алюминия соответственно;

X_{Cu}^α – масс. % меди в α -твердом растворе; X_{Mg}^0 – массовый % магния в сплаве;

$$\left(\frac{\Delta a}{\Delta X}\right)_{Mg}^\alpha = 5,18 \times 10^{-3} \text{ ангстрем/мас.}\%, \left(\frac{\Delta a}{\Delta X}\right)_{Cu}^\alpha = -2,187 \times 10^{-3} \text{ ангстрем/мас.}\% -$$

Вегардовский наклон зависимостей периода решетки твердого раствора от содержания магния и меди, соответственно.

Проведена оценка влияния соотношения между двумя неравновесными фазами на результаты расчетов, которая показала, что это влияние незначительно, поэтому если нет данных о доминировании какой-то одной из двух неравновесных фаз, целесообразно принять для расчетов условие, когда количество Θ' и Θ'' -фаз одинаково. Поэтому в случае, когда известно только количество Θ -фазы, уравнения баланса химического (5.2) и фазового состава (5.3) можно представить в следующем виде:

$$W_\alpha X_{Cu}^\alpha + X_{Cu}^\theta W_\Theta + X_{Cu}^{\theta'(\theta'')} W_{\Theta'+\Theta''} = 100 X_{Cu}^0 \quad (5.2)$$

$$W_\alpha + W_\Theta + W_{\Theta'+\Theta''} = 100 \quad (5.3)$$

где W_α - масс. % α -фазы;

X_{Cu}^θ -масс. % меди в Θ -фазе (54,2%);

$X_{Cu}^{\theta'(\theta'')}$ - средний масс. % меди в Θ' и Θ'' -фазах (49,1%);

$W_{\Theta'+\Theta''}$ - масс. % Θ' и Θ'' -фаз;

W_Θ - масс. % Θ -фазы;

X_{Cu}^0 - массовый % меди в сплаве (5,64%).

Из системы уравнений (5.2)-(5.3) получим:

$$W_{\Theta'+\Theta''} = \frac{100 X_{Cu}^0 - X_{Cu}^\theta W_\Theta - X_{Cu}^\alpha (100 - W_\Theta)}{X_{Cu}^{\theta'(\theta'')} - X_{Cu}^\alpha} \quad (5.4)$$

Различный уровень запасенной энергии деформации зерен разных ориентаций приводит не только к избирательному зарождению и росту зерен при рекристаллизации, но также к ориентационной зависимости распада твердого раствора, что приводит к вариациям значений периодов решетки, рассчитанных для разных рефлексов. В этой связи при оценке состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз необходимо провести усреднение значений периодов решетки по всем ориентировкам с учетом относительного количества зерен каждой из этих ориентировок, т.е. их полюсной плотности:

$$a_{\alpha}^{cp.} = \sum_i^n a_{\alpha}^i P_i, \quad (5.5)$$

где a_{α}^i - периоды решетки α -твердого раствора, рассчитанные для i -го рефлекса ($i=hkl$);

P_i - полюсные плотности i -го рефлекса.

В Таблице 5.2 приведены результаты определения периода решетки твердого раствора $(a_{\alpha})_{ср.}$, содержания меди в твердом растворе (X_{Cu}^{α}), суммарного количества всех трех фаз ($W_{\Theta+\Theta'+\Theta''}$) и Θ' и Θ'' -фаз ($W_{\Theta'+\Theta''}$).

Таблица 5.2 – Результаты количественного фазового анализа основного металла (ОМ) и двух вариантов СТП сплава А2519

Вариант СТП	Сечение	(a_{α}) ср.	X_{Cu}^{α}	W_{Θ}	$W_{\Theta+\Theta'+\Theta''}$	$W_{\Theta'+\Theta''}$
		х10 нм	Мас. %			
	ОМ	4,0498	0,3	1,6	10,8	9,2
НТ	Низ	4,0500	0,2	6,0	10,4	4,0
	Середина	4,0502	0,1	8,0	10,5	2,5
	Верх	4,0484	1	5,6	9,0	3,4
ВТ	Низ	4,0473	1,5	4,4	8,2	3,8
	Середина	4,0457	2,3	3,8	6,8	3,0
	Верх	4,0441	3,1	3,0	5,2	2,2

Количество неравновесных фаз ($\Theta' + \Theta''$) в основном металле существенно превышает их количество в сварном шве, при этом количество Θ -фазы максимально в сварном шве, полученном по режиму НТ (Таблица 5.2). Количество неравновесных фаз ($\Theta' + \Theta''$) в сварных швах, полученных по обоим режимам примерно одинаково и максимальное их количество обнаружено в нижнем сечении шва, которое в наименьшей степени подвержено термодеформационному воздействию СТП. Этот результат подтверждается присутствием рефлекса Θ' -фазы на рентгенограммах от донной части шва (Рисунок 5.7, а, б)

Определение микротвердости по сечению шва показало, что для обоих режимов СТП в зоне шва микротвердость практически одинакова при том, что суммарное количество интерметаллидных фаз для режима НТ существенно превышает это количество для режима ВТ за счет Θ -фазы. Это свидетельствует о том, что упрочняющий эффект Θ -фазы несопоставим с Θ' и Θ'' фазами. Доминирование упрочняющего эффекта Θ' и Θ'' фаз подтверждается тем, что ОМ значительно превосходит материал сварного шва по количеству Θ' и Θ'' фаз и показывает значительное более высокую микротвердость.

На Рисунке 5.8 показаны результаты измерения полуширин дифракционной линии (400) ($\Delta 2\Theta$) для различных сечений сварного соединения для НТ и ВТ вариантов СТП, которые дают информацию о микроискажениях кристаллической решетки в результате воздействия прокатки и упрочняющей термической обработки исходного листа и двух вариантов СТП.

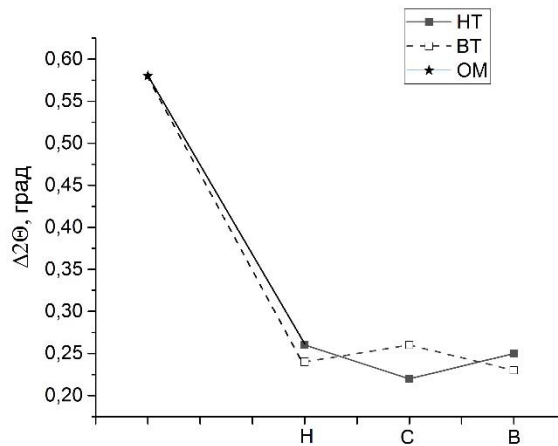


Рисунок 5.8 – Изменение ширины ($\Delta 2\Theta$) дифракционной линии (400) по сечению сварного соединения для HT и BT вариантов СТП сплава A2519.

Микроискажения кристаллической решетки и соответствующее уширение дифракционных линий могут быть вызваны повышением плотности дислокаций или фрагментацией субзеренной структуры, а также микронеоднородностью состава твердого раствора в результате выделения из него интерметаллидных фаз. Дислокационный эффект доминирует при холодной деформации, а эффект микронеоднородности состава при термоупрочняющей обработке, в особенности при выделении метастабильных фаз, характеризующихся в большинстве случаев значительными объемными эффектами, которые вносят дополнительный вклад в величину искажений кристаллической решетки.

Максимальный уровень искажений кристаллической решетки наблюдали для исходного термоупрочненного листа (Рисунок 5.8), которому соответствует максимальное количество выделений метастабильных фаз (Таблица 5.2). Это свидетельствует о том, что в нашем случае на величину искажений кристаллической решетки в наибольшей степени влияет микронеоднородность состава твердого раствора, при этом наиболее эффективно искажают кристаллическую решетку выделения метастабильных фаз, поскольку общее количество выделений интерметаллидов в корне шва после СТП по режиму HT даже выше, чем в исходном листе (Таблица 5.2), а величина микроискажений

ниже более чем в два раза (Рисунок 5.8). Одной из важных причин искажений кристаллической решетки является объемный эффект превращения, который может быть рассчитан для интерметаллидных фаз в сплаве 2519 на основе результатов количественного фазового анализа.

Зависимость удельного объема, V_α , однофазного твердого раствора на основе алюминия может быть рассчитана следующим образом:

$$V_\alpha = \frac{N_A a_\alpha^3}{M_\alpha n}, \quad (5.6)$$

где V_α – удельный объем при 25°C (см³/г);

N_A – число Авогадро $6,022 \times 10^{23}$ (моль⁻¹);

a_α – параметр решетки при 25°C (см), для двойного твердого раствора величина параметра рассчитывается из (5.1);

M_α – атомный вес;

n – число атомов на элементарную ячейку (для чистого Al: $n=4$; $a_{Al}=4,0493 \times 10^{-8}$ см; $M_{Al}=26,98$ г/моль; $V_{Al}=0,3705$ см³/г).

Удельный объем сплава ($V_{сплав}$) может быть вычислен через удельные объемы фаз и их содержание в массовых процентах по правилу смесей. Для сплавов Al-Cu получим:

$$V_{сплав} = \frac{W_\alpha V_\alpha + W_{\Theta(\Theta',\Theta'')} V_{\Theta(\Theta',\Theta'')}}{100} \quad (5.7)$$

где W_α – массовый % α -фазы;

V_α – удельный объем α -фазы;

$W_{\Theta(\Theta',\Theta'')}$ – массовый % $\Theta(\Theta',\Theta'')$ -фаз;

$V_{\Theta(\Theta',\Theta'')}$ – удельный объем $\Theta(\Theta',\Theta'')$ -фаз.

На Рисунке 5.9 приведены зависимости количества и значения относительного изменения объема при выделении Θ , Θ' и Θ'' -фаз от количества

выделившихся фаз для сплава А2519. Обращает на себя внимание, что минимальный объемный эффект имеет место для равновесной Θ -фазы, несколько выше этот эффект для Θ'' -фазы, а максимальный объемный эффект соответствует выделению Θ' -фазы, которая является наиболее эффективной упрочняющей фазой при искусственном старении сплавов этой системы легирования. Наши исследования показали, что в основном металле сплава А2519 выделения Θ' -фазы доминируют над выделениями Θ'' -фазы, а для сварного шва, напротив, доминируют выделения Θ'' -фазы. Возможно, это вносит определенный вклад в значительно более высокие величины микротвердости основного металла сварного соединения по сравнению с материалом шва.

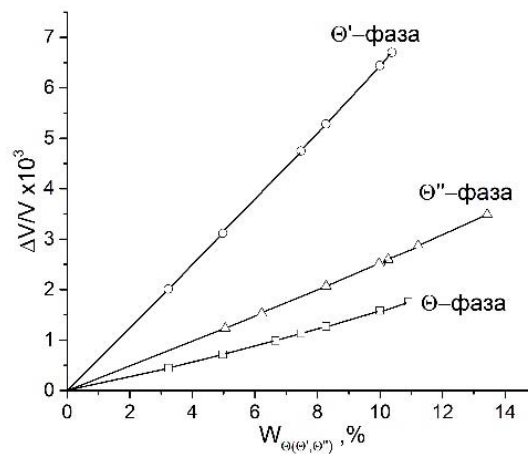


Рисунок 5.9 – Зависимости относительного объемного эффекта при выделении Θ (Θ' , Θ'') фаз в сплаве А2519 от количества выделившихся фаз

5.3 Текстура, фазовый состав и остаточные напряжения в СТП соединениях сплавов 1424 и В-1461

В данном разделе исследованы закономерности формирования текстуры, остаточных напряжений и фазового состава при СТП в сплавах 1424 и В-1461 [131].

На Рисунке 5.10 приведены рентгенограммы зон основного металла и зоны перемешивания для сплавов 1424 и В-1461. Видно, что в зоне перемешивания

происходит резкое изменение интенсивностей рефлексов, свидетельствующее об изменении текстуры. На Рисунке 5.11 приведены полюсные плотности рефлексов в зависимости от расстояния от центра шва. Текстуры основного металла (>10 мм от центра шва) отличаются для сплавов, но соответствуют типичным для ГЦК металлов текстурам прокатки. В сплаве 1424 параллельно плоскости листа располагается плоскость (311), что близко к текстуре «меди» а в сплаве 1461 плоскость (110), что соответствует текстуре «латуни».

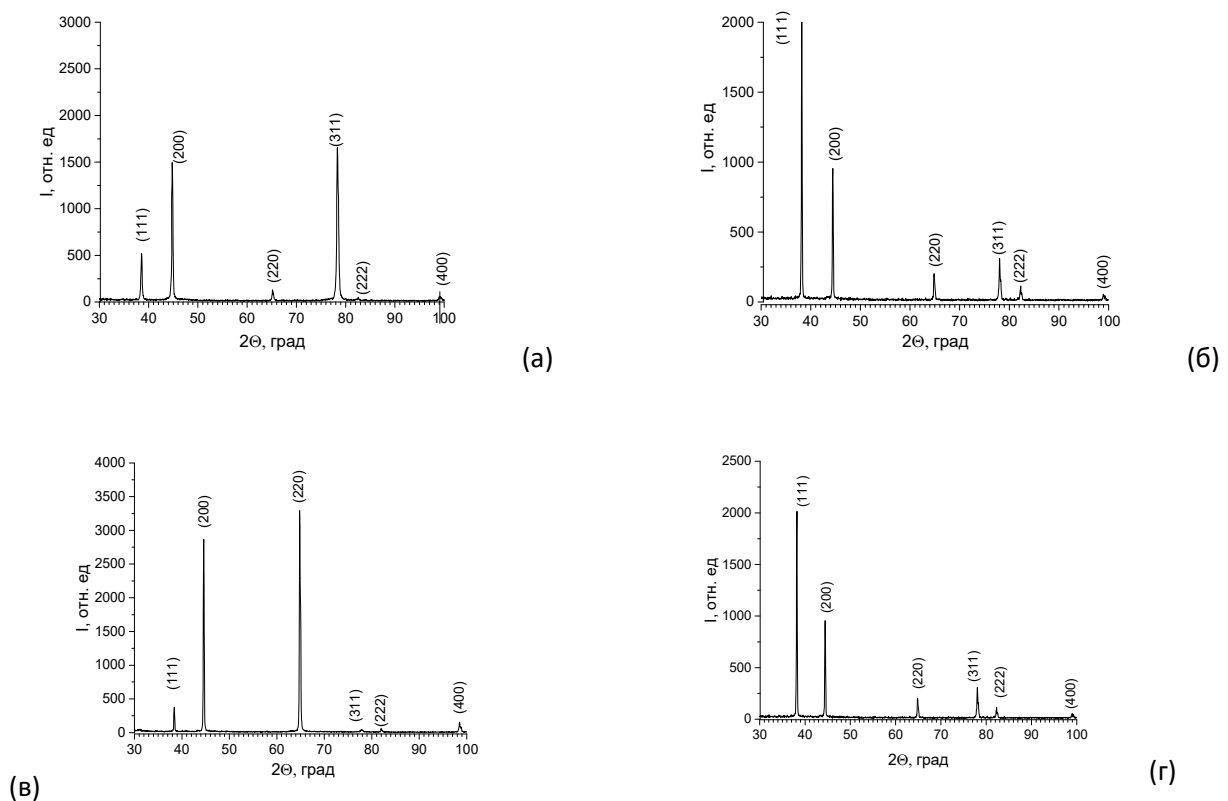


Рисунок 5.10 – Дифрактограммы СТП соединений из сплавов 1424 (а, б) и 1461 (в, г) в середине шва (а, в) и в основном металле (б, г)

В области перемешивания (менее 5 мм от центра шва) усиливается компонент текстуры сдвига (111). Для основного металла обоих сплавов характерна повышенная интенсивность кубической текстуры, которая в сплавах Al обычно сопровождает процесс рекристаллизации. При этом для обоих сплавов интенсивность кубической текстуры выше в зоне набегания (слева от центра шва), что согласуется с тем фактом, что эта зона характеризуется более интенсивной

деформацией и, следовательно, более высокой температурой и соответственно более высокой склонностью к рекристаллизации.

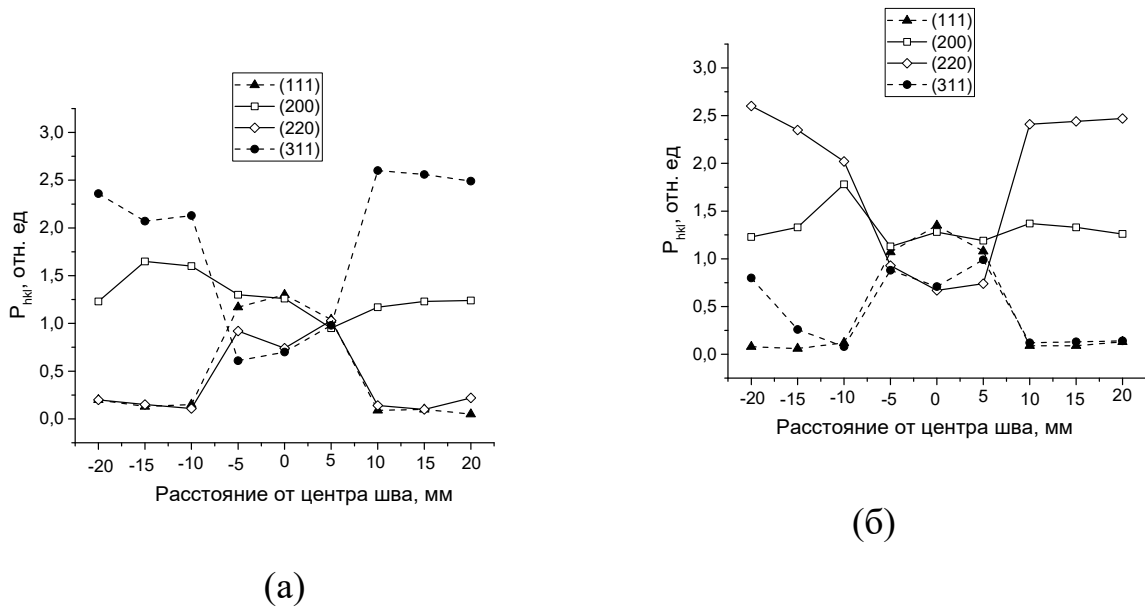


Рисунок 5.11 – Изменение текстуры в зависимости от расстояния до центра шва, полученного СТП листов толщиной 5 мм из сплава 1424 (а) и 1461 (б)

Сжимающие напряжения величиной от минус 150 до минус 200 МПа, возникшие в зоне основного металла, релаксируют в зоне перемешивания (Рисунок 5.11, а), и в зоне шва $\sigma_{ост} \approx 0$. Это подтверждает одно из преимуществ СТП по сравнению со сваркой плавлением – в СТП-соединениях остаточные напряжения редко превышают 100 МПа. Остаточные напряжения в зоне основного металла сравнительно невысоки, однако вследствие низкого модуля упругости алюминия деформация решетки достаточно велика и должна учитываться при использовании методики КФА, дающей возможность оценить соотношение интерметаллидных фаз по периоду решетки твердого раствора.

На Рисунке 5.1 приведены измеренные, а также скорректированные на величину остаточных напряжений периоды решетки, рассчитанные по выражению (19). Скорректированные значения использовали для оценки количества интерметаллидных фаз (Рисунок 5.12, б). Результаты оценки

показывают, что в зоне перемешивания количество δ' -фазы увеличивается, а S_1 -фазы снижается (Рисунок 5.13, б). При этом сопоставление разницы между измеренными и скорректированными значениями периодов решетки (см. рис. 5.12, б) и зависимостями от периода решетки содержаний S_1 - и δ' -фаз (см. рис. 5.13 а) показывает, что максимальным сжимающим напряжениям, равным -210 МПа, соответствует изменение содержания интерметаллидов на $\approx 2,5\%$.

Таким образом, с учетом других возможных ошибок, связанных, например, с неоднородностью фазового состава или точностью определения периода решетки, необходимо учитывать вклад в величину периода решетки напряжений, превышающих, по крайней мере, 50 МПа.

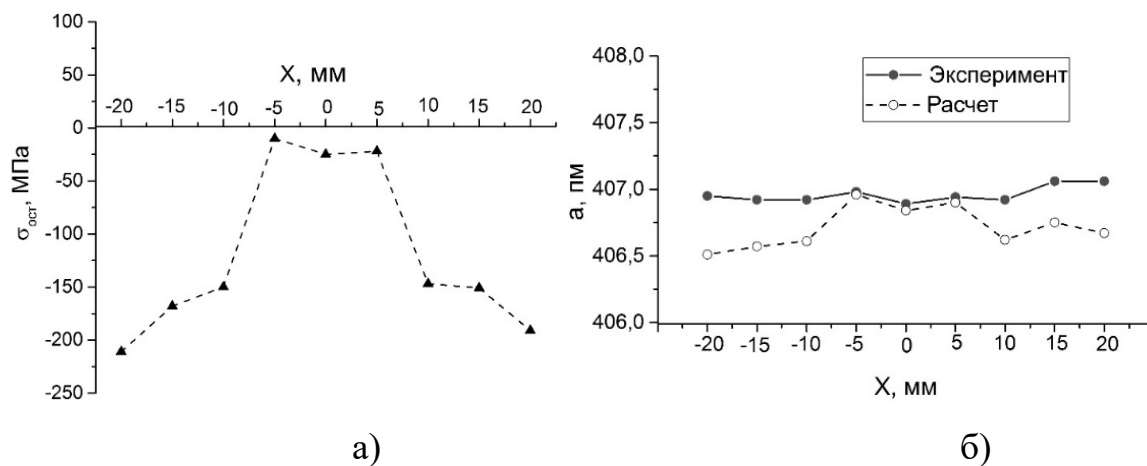


Рисунок 5.12 – Зависимость остаточных напряжений в сплаве 1424 (а) и периодов решетки твердого раствора, экспериментальных и расчетных, скорректированных на напряжения (б), от расстояния до середины сварного шва

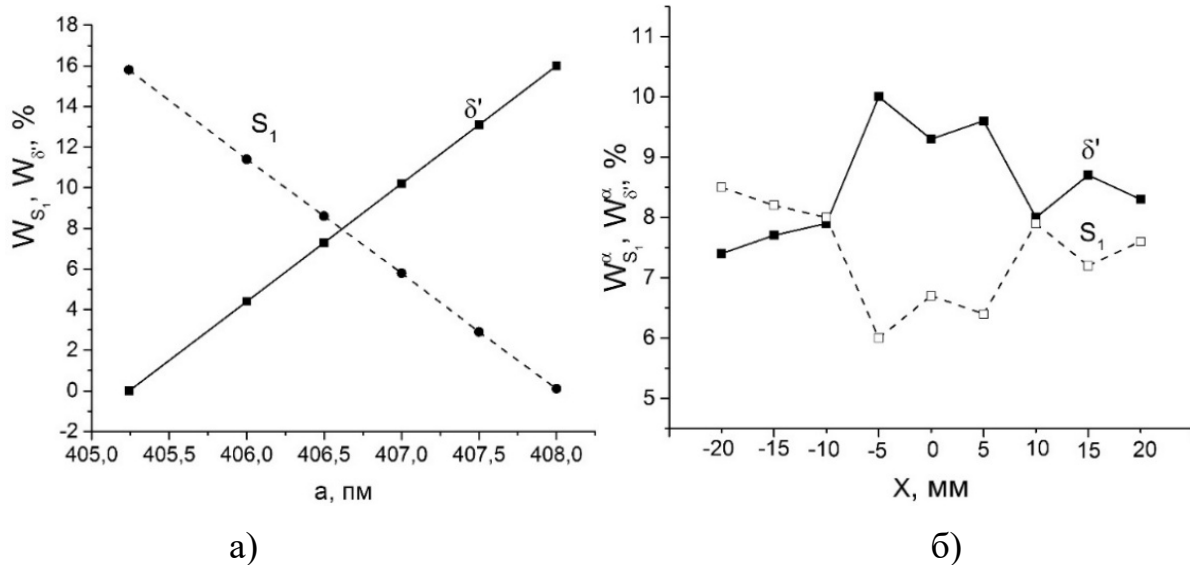


Рисунок 5.13 – Зависимости количества фаз S_1 и δ' в сплаве 1424 от периода решетки твердого раствора (а) и изменение количества этих фаз от расстояния до середины сварного шва (б)

Выводы по главе 5

1. Количественный фазовый анализ СТП соединения сплава 1465ч показал, что снижение твердости в зоне перемешивания по сравнению с ОМ происходит в результате снижения количества интерметаллидной β -фазы, поэтому необходимо скорректировать температурно-скоростной режим СТП с тем, чтобы повысить в шве и ЗТВ количество выделившейся интерметаллидной фазы.

2. Для сплавов системы Al-Cu-Mg разработан метод оценки количества рентгеноаморфных, неравновесных θ' и θ'' -фаз как разности между суммарным количеством медьсодержащих фаз, определяемым из Вегардовской зависимости периода решетки твердого раствора и количеством равновесной θ -фазы, определяемой стереологически или по интенсивности рентгеновских рефлексов.

3. С помощью разработанной методики КФА для СТП соединения сплава А2519 установлено, что снижение прочности в зоне шва по сравнению с

основным металлом обусловлено снижением в зоне шва содержания наиболее эффективных в плане упрочнения интерметаллидов, каковым являются θ' и θ'' -фазы.

4. Полученные данные о количественном соотношении фаз в сплаве A2519 позволило оценить объемные эффекты превращения в сплаве, при этом оказалось, что наибольшим объемным эффектом превращения обладают фазы θ' -фаза, которая характеризуется наибольшим упрочняющим эффектом.

5. Рентгеноструктурные исследования СТП соединений сплава 1424 показали, что в зоне перемешивания происходят изменение текстуры – от компонент текстуры прокатки основного металла к текстуре сдвига; релаксация сжимающих напряжений величиной по модулю 150–200 МПа в основном металле; увеличение количества δ' -фазы и снижение количества S_1 -фазы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Для листов сплавов системы Al–Cu–Li в нормальном листу направлении обнаружены сжимающие напряжения, величина которых минимальна (менее 5 МПа) для сплавов 1441 и В-1461 с малым количеством (менее 2,2%) T_1 (Al_2CuLi) фазы и варьируется в интервале от –17 до –29 МПа для листов сплавов В-1469, В-1480, В-1481, в которых количество T_1 -фазы составляет 4,3–6,2%.
2. Анализ интенсивностей рефлексов твердого раствора и интерметаллидных фаз показал, что с учетом характерных для этих фаз ориентационных соотношений ориентировки δ' - и T_1 -фаз когерентны матрице.
3. Показано, что влияние T_1 -фазы на величину остаточных напряжений в листах сплавов Al–Cu–Li обусловлено наличием в матрице текстуры «латуни» с параллельной листу плоскостью (110) матрицы и плоскости (100) когерентных частиц T_1 -фазы, форма и ориентация которых обеспечивает преимущественную деформацию сжатием в направлении нормали к листу.
4. В слитке сплава 1441 отсутствует текстура, при этом обнаружены остаточные напряжения сжатия величиной до –20 МПа, однако величина и знак напряжений имеют случайный характер.
5. Показано, что совместное использование количественного фазового анализа и данных об упругих модулях интерметаллидов позволяет прогнозировать упругие свойства сплавов Al–Cu–Li, при этом величина модуля Юнга пропорциональна количеству интерметаллидов, которое возрастает более чем в шесть раз интенсивнее при повышении содержания лития по сравнению с повышением содержания меди.
6. С помощью высокотемпературной рентгеновской съемки впервые определены величины ТКЛР для интерметаллидных фаз, которые составляют 16,8 ppm/град для δ' -фазы, а для осей a и c ГПУ-решетки T_1 -фазы 20,1 и 5,2 ppm/град, соответственно. Величины ТКЛР для α -твердого раствора сплавов Al–Cu–Li варьируются в пределах 24,8–29,4 ppm/град. Эти данные позволяют прогнозировать величину ТКЛР сплавов в зависимости от их фазового состава.

7. Для сплавов систем Al-Cu-Li, Al-Mg-Li, Al-Cu и Al-Mg разработаны и усовершенствованы методы оценки количества интерметаллидных фаз и состава твердого раствора на основе измерения периода решетки твердого раствора и Вегардовской зависимости периода решетки твердого раствора от состава.
8. Полученные данные о количественном соотношении фаз в сплаве A2519 позволило оценить объемные эффекты фазовых превращений в сплаве, при этом оказалось, что наибольшим объемным эффектом превращения обладают фазы θ' -фаза, которая характеризуется наибольшим упрочняющим эффектом.
9. Количественный фазовый анализ СТП соединений показал, что снижение твердости в зоне перемешивания по сравнению с основным металлом в сплаве 1465ч происходит в результате снижения количества интерметаллидной β -фазы, а в сплаве A2519 за счет снижения содержания наиболее эффективных в плане упрочнения θ' и θ'' -фаз.
10. Рентгеноструктурные исследования СТП соединений сплава 1424 показали, что в зоне перемешивания происходят изменение текстуры – от компонент текстуры прокатки основного металла к текстуре сдвига; релаксация сжимающих напряжений величиной по модулю 150–200 МПа в основном металле; увеличение количества δ' -фазы и снижение количества S_1 -фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. R.J.Rioja, J.Liu, The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications, Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science. 2012. V. 43A (9). P. 3325–3337.
2. T. Dursun, C. Soutis, Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys, Mater. Des. 2014. V. 56 . P. 862–871.
3. X. Zhang, Y. Chen, J.Hu, Recent advances in the development of aerospace materials. Prog. Aerosp. Sci. 2018. V. 97. P. 22–34.
4. A. Abd El-Aty, Y. Xu, X. Guo, S.-H. Zhang, Y. Ma, D. Chen, Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review, J. Adv. Res. 2018. V. 10. P.49–67.
5. В.В. Антипов, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова. Развитие Al-Li сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки// Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. №9.С.5-11.
6. В.В. Шестов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, В.В. Сидельников. Конструкционные слоистые алюмостеклопластики 1441-СИАЛ// Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. №9. С. 28-31.
7. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф., Сидельников В.В., Шестов В.В. Слоистые металлополимерные композиционные материалы. Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 226-230.
8. R.J. Rioja, Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications. Mater. Sci. Eng. A.1998. V. 257 (1). P.100–107.
9. S.Y. Betsofen, V.V. Antipov, M.I. Knyazev. Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys: Phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties (Review), Russian Metallurgy (Metally) 2016. N. 4. P. 326–341.
10. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина. Н.И. Колобнев. Алюминий-литиевые сплавы: структура и свойства. Киев. Наукова думка, 1992.192 с.

11. S. Katsikis, B. Noble, S.J. Harris. Microstructural stability during low temperature exposure of alloys within the Al–Li–Cu–Mg system // *Materials Science and Engineering A* 485 (2008) 613–620.
12. Hallstedt B., Kim O. Thermodynamic assessment of the Al Li system. *Inter. J. Mater. Res.* 2007. V. 98. P. 961-969.
13. Flower H.M., Gregson P.J. Critical assessment: solid state phase transformations in aluminium alloys containing lithium. *Mater. Sci. Technol.* 1987. V. 3. P. 81-90.
14. Noble B., Bray S.E. On the $\alpha(\text{Al})/\delta_0(\text{Al}_3\text{Li})$ metastable solvus in Al Li alloys. *Acta Mater.* 1998. V. 46. P. 6163-6171.
15. Gayle F.W., Vandersande J.B. The aluminium- lithium system. *Bull. Alloy Phase Diagrams.* 1984. V.5. P. 19-20.
16. Soffa W.A., Laughlin D.E. Decomposition and ordering processes involving thermodynamically first-order order-disorder transformations. *Acta Metall.* 1989. V. 37. P. 3019-3028.
17. Khachaturyan A.G., Lindsey, T.F., Morris, J.W., Theoretical investigation of the precipitation of δ_0 in Al Li. *Metall. Trans.* 1988. V.19A, P. 249-258.
18. Osamura K., Okuda, H. Phase decomposition and reversion in Al Li alloys. In: Champier G., Dubost B., Miannay D., Sabatay L. (Eds.), *Proceedings of the Fourth International Conference on Aluminium Lithium Alloys. J. Phys. Colloque.* 1993. V. 48. P. C8-311- C8-316.
19. Radmilovic, V., Fox, A.G., Thomas, G. Spinodal decomposition of Al-rich Al Li alloys. *Acta Metall.* 1989. V. 37. P. 2385-2394.
20. Schmitz, G., Hono, K., Haasen, P. High resolution electron microscopy of the early decomposition stage of Al Li alloys. *Acta Metall. Mater.* 1994. V. 42. P. 201-211.
21. Floriano, M.A., Triolo, A., Caponetti, E., Triolo, R., On the nature of phase separation in a commercial aluminium lithium alloy. *J. Mol. Struct.* 1996. V. 383. P. 277-282.

22. B.M. Gable, A.W. Zhu, A.A. Csontos, E.A. Starke, The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al–Li–Cu–X alloy, *J. Light Met.* 2001. V. 1 (1). P.1–14.
23. B. Decreus, A. Deschamps, F. De Geuser, P. Donnadieu, C. Sigli, M. Weyland, The influence of Cu/Li ratio on precipitation in Al-Cu-Li-x alloys. *Acta Mater.* 2013. V. 61 (6). P.2207–2218.
24. Zhang H., Zhong T., Qian B., Hou L., Betsofen S. Effect of Aging Treatment on Precipitation Strengthening Phase and Mechanical Properties of Al–Cu–Li Alloy. *Advanced Engineering Materials.* 2023. V. 25. 2301079.
25. M.A. Muñoz-Morris, D.G. Morris, Severe plastic deformation processing of Al Cu–Li alloy for enhancing strength while maintaining ductility. *Scr. Mater.* 2010. V. 63 (3). P. 304–307.
26. S.P. Ringer, B.C. Muddle, I.J. Polmear, Effects of cold work on precipitation in Al Cu-Mg-(Ag) and Al-Cu-Li-(Mg-Ag) alloys, *Metallur. Mater. Trans.* 1995V. A 26 (7). P.1659–1671.
27. B.I. Rodgers, P.B. Prangnell, Quantification of the influence of increased pre stretching on microstructure-strength relationships in the Al–Cu–Li alloy AA2195. *Acta Mater.* 2016. V. 108. P. 55–67.
28. W.A. Cassada, G.J. Shiflet, E.A. Starke, The effect of plastic deformation on Al_2CuLi (T_1) precipitation. *Metall. Trans.* 1991. V. A 22 (2). P. 299–306.
29. J.D. Kim, J.K. Park, Effect of stretching on the precipitation kinetics of an Al 2.0Li-2.8Cu-0.5Mg(-0.13Zr) alloy, *Metallur. Mater. Transa.* 1993. V. A 24(12). P. 2613–2621.
30. J. da Costa Teixeira, D.G. Cram, L. Bourgeois, T.J. Bastow, A.J. Hill, C.R. Hutchinson. On the strengthening response of aluminum alloys containing shear-resistant plate-shaped precipitates, *Acta Materialia.* 2008. V. 56 (20). P. 6109 -6122.
31. P. Bate, W.T. Roberts, D.V. Wilson, The plastic anisotropy of two-phase aluminium alloys—I. Anisotropy in unidirectional deformation. *Acta Metallurgica.* 1981. V. 29 (11). 1797–1814.

32. H. Hargarter, M.T. Lyttle, E.A. Starke, Effects of preferentially aligned precipitates on plastic anisotropy in Al-Cu-Mg-Ag and Al-Cu alloys. *Mater. Sci. Eng.* 1998. V. A 257 (1). P. 87–99.
33. M.T. Lyttle, J.A. Wert, Precipitate-induced plastic anisotropy: Explicit solutions of the plastic anisotropy due to plate-shaped precipitates. *Metallur. Mater. Trans.* 1999. V. A 30 (5). P. 1283–1288.
34. A. Deschamps, B. Decreus, F. De Geuser, T. Dorin, M. Weyland, The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys. *Acta Mater.* 2013. V. 61 (11). P. 4010–4021.
35. T. Dorin, F. De Geuser, W. Lefebvre, C. Sigli, A. Deschamps, Strengthening mechanisms of T1 precipitates and their influence on the plasticity of an Al Cu–Li alloy. *Mater. Sci. Eng.*, 2014. V. A 605. P. 119–126.
36. J.F. Li, C.X. Li, Z.W. Peng, W.J. Chen, Z.Q. Zheng. Corrosion mechanism associated with T1 and T2 precipitates of Al–Cu–Li alloys in NaCl solution, *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. V. 460. P. 688–693.
37. Chen C.-L., Thomson R.C. Study on thermal expansion of intermetallics in multicomponent Al–Si alloys by high temperature X-ray diffraction // *Intermetallics*. 2010. V. 18. P. 1750–1757. D
38. Гордеева М.И., Зуйко И.С., Бецофен С.Я., Миронов С.Ю., Wu R., Максименко Е.И., Прокопенко Д.А. Количественный фазовый анализ СТП соединений сплавов Al–Cu–Li и Al–Cu–Mg. *Электротехнология*. 2023. № 12. С. 25-35. D
39. Jürgen Hirsch, Kurt Lucke. Description and Presentation Methods for Textures. *Textures and Microstructures*. 1988. V. 8–9. P. 131-140.
40. J. Hirsch and K. Lucke. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals *Acta Metall.* 1988. V. 36. P. 2863–2882.
41. Hirsch J. Crystallographic Texture Analysis as a New Method for Material Characterization In: Chandra T, editor. *Proc. recrystallization '90*. Australia: Wollongong; 1990. P. 429–438

42. J. Hirsch, O. Engler. Microstructural and Crystallographic Aspects of Recrystallisation. In: Proceedings 16th Risø International Symposium on Materials Science, edited by N. Hansen et al. Risø, Roskilde, Denmark. 1995,. P. 49–62.
43. Engler O, Yang P, Gottstein G, In Starke E.A, Sanders T.H. Evolution of the Microtexture during Recrystallization of High Purity Al-Mn editors. Proc. 4th international conference on aluminum alloys. Atlanta. GA. 1994. P. 11-19.
44. Engler O., Hirsch J. Recrystallization Textures and Plastic Anisotropy in Al-Mg-Si Sheet Alloys. *Materials Science Forum*. 1996. V.217–222. P. 479-486.
45. J. Hirsch and K. Lucke. The Application of Quantitative Texture Analysis for Investigating Continuous and Discontinuous Recrystallization Processes of Al0.01Fe. *Acta Metall*. 1985. V. 33(10). P.1927–1938.
46. J. Hirsch, T. Al-Samman. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications. *Acta Materialia*. 2013. V. 61. P.818–843.
47. M.Trinca, A.Avalino, H. Garmestani, J.Foyos, E.W.Lee, O.S.Es-Said. Effect of orientation on the mechanical properties and crystallographic texture of 2195, Aluminum-Lithium alloy. *Materials Science Forum*. 2000. V. 331-337. P. 849-854.
48. Ильин А.А., Захаров В.В., Бецофен М.С., Осинцев О.Е., Ростова Т.А. Текстура и анизотропия механических свойств сплава Al-Mg-Li-Zn-Sc. *Металлы*, 2008, №5, с.57-65.
49. 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, 125-130.
50. Фридляндер И.Н., Бабарэко А.А., Сандлер В.С., Шамрай В.Ф. Текстурные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при деформации и нагреве. *Перспективные материалы*. 2000, №4, с.19-24.
51. A. Abd El-Aty, S.-H. Zhang, Y. Xu, S. Ha. Deformation behavior and anisotropic response of 2060 Al-Cu-Li alloy: experimental investigation and

computational homogenization-based crystal plasticity modeling, *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. V. 8(1). P.1235-1249.

52. X. Chen, G. Zhao, X. Xu, Y. Wang. Effects of heat treatment on the microstructure, texture and mechanical property anisotropy of extruded 2196 Al-Cu-Li alloy, *J. Alloy. Compd.* 2020. 158102.

53. A. Abd El-Aty, Y. Xu, S. Ha, S.-H. Zhang, Computational homogenization of tensile deformation behaviors of a third generation Al-Li alloy 2060–T8 using crystal plasticity finite element method, *Mater. Sci. Eng.* 2018. V. A731. P. 583-594.

54. D. Chu, J.W. Morris. The effect of through-thickness anisotropy on the cryogenic mechanical properties of an Al-Cu-Li-Zr alloy. *Metall. Trans.* 1991. V. A22 (8). P. 1789–1799.

55. K.V. Jata, A.K. Hopkins, R.J. Rioja. The Anisotropy and Texture of Al-Li Alloys, *Mater. Sci. Forum.* 1996. V. 217-222. P.647–652.

56. T.J. Bian, H. Li, J.C. Yang, C. Lei, C.H. Wu, L.W. Zhang, G.Y. Chen, Through thickness heterogeneity and in-plane anisotropy in creep aging of 7050 Al alloy, *Mater. Des.* 2020. V.196.109190.

57. P. Wu, Y. Deng, J. Zhang, S. Fan, X. Zhang, The effect of inhomogeneous microstructures on strength and fatigue properties of an Al-Cu-Li thick plate, *Mater. Sci. Eng.* 2018. V. A 731. P.1–11.

58. A. Bois-Brochu, C. Blais, F.A.T. Goma, D. Larouche, J. Boselli, M. Brochu, Characterization of Al–Li 2099 extrusions and the influence of fiber texture on the anisotropy of static mechanical properties, *Mater. Sci. Eng.* 2014. V. A 597. P. 62–69.

59. N.J. Kim, E.W. Lee, Effect of T1 precipitate on the anisotropy of Al-Li alloy 2090. *Acta Metall. Mater.* 1993. V. 41 (3). P.941–948.

60. T. Dorin, A. Deschamps, F. De Geuser, F. Robaut, Impact of grain microstructure on the heterogeneity of precipitation strengthening in an Al–Li–Cu alloy. *Mater. Sci. Eng.* 2015. V. A 627, P. 51–55.

61. S.J. Hales, R.A. Hafley, Texture and anisotropy in Al-Li alloy 2195 plate and near-net-shape extrusions. *Mater. Sci. Eng.* 1998. V. A 257 (1). P. 153–164.
62. K.V. Jata, S. Panchanadeeswaran, A.K. Vasudevan, Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy. *Mater. Sci. Eng.* 1998. V. A 257 (1). P. 37–46.
63. Z. Tian-Zhang, J. Long, X. Yong, Z. Shi-Hong, Anisotropic yielding stress of 2198 Al–Li alloy sheet and mechanisms, *Mater. Sci. Eng.* 2020. V. A 771. 138572.
64. N. Nayan, S. Mishra, A. Prakash, S.V.S.N. Murty, M.J.N.V. Prasad, I. Samajdar, Effect of cross-rolling on microstructure and texture evolution and tensile behavior of aluminium-copper-lithium (AA2195) alloy. *Mater. Sci. Eng. V. A* 740–741. P. 252–261.
65. V. Araullo-Peters, B. Gault, F.d. Geuser, A. Deschamps, J.M. Cairney, Microstructural evolution during ageing of Al–Cu–Li–x alloys. *Acta Materialia* 2014. V. 66. P. 199–208.
66. H. Liu, B. Bellón, J. Llorca, Multiscale modelling of the morphology and spatial distribution of Θ' precipitates in Al-Cu alloys. *Acta Mater.* 2017. V. 132. P. 611–626.
67. E. Gumbmann, W. Lefebvre, F. De Geuser, C. Sigli, A. Deschamps, The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al-Cu-Li alloy. *Acta Mater.* 2016. V. 115. P. 104–114.
68. P. Zhang, J.-J. Bian, C. Yang, J.-Y. Zhang, G. Liu, J. Weiss, J. Sun, Plate-like precipitate effects on plasticity of Al-Cu micro-pillar: $\{100\}$ -interfacial slip, *Materialia*. 2019. V. 7. 100416.
69. Бецофен С.Я., Славов В.И., Мацнев В.Н., Костыкова О.С. Текстура и анизотропия пластического течения низкоуглеродистых сталей для глубокой вытяжки // *Металлы*. 2004. №5. С.93-98.
70. Barlat F, Lian J. *Int J Plast* 1989;5:51. Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions *International Journal of Plasticity*. 1989. V. 5, P. 51-66.

71. Lebensohn, CN Tomé. A model for texture development dominated by deformation twinning: application to zirconium alloys. *Acta metallurgica et materialia*. 1993. V. 41 (9). P. 2611-2624.
72. Fengman Li, Xiangyu Chen, Yaoyao Weng, Zhihong Jia, Lipeng Ding, Chenglin Wang. Influence of different rolling processes on microstructure, texture and anisotropy of the Al–Cu–Li alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025. V. 34. P. 2580–2592.
73. Shuwei Duan, Fuqiang Guo, Seung Lee, Kenji Matsuda, Yong Zou. Effects of texture and precipitates characteristics on anisotropic hardness evolution during artificial aging for an Al–Cu–Li alloy *Materials&Design*. 2021. V. 212. 110216
74. Jing Zh., Ayhan I., Lanqing T. Modeling and simulation of weld residual stresses and ultrasonic impact treatment of welded joints // *Procedia Engineering*. 2018. V. 213. P.36–47.
75. Chen L., Mi G., Zhang X., Wang Ch. Numerical and experimental investigation on microstructure and residual stress of multi-pass hybrid laser-arc welded 316L steel // *Materials and Design*. 2019. V. 168. 107653.
76. Park J., An G., Woo W. The effect of initial stress induced during the steel manufacturing process on the welding residual stress in multi-pass butt welding // *International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering*. 2018. V.10. P. 129-140.
77. Javadi Y., Smith M.C., Abburi K. et. al. Residual stress measurement round robin on an electron beam welded joint between austenitic stainless steel 316L(N) and ferritic steel P91 // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2017. V. 154. P. 41-57. P. 41-57.
78. Wang H., Woo W., Kim D, Em V., Lee S. Effect of chemical dilution and the number of weld layers on residual stresses in a multi-pass low-transformation-temperature weld // *Materials and Design*. 2018. V. 160. P. 384–394.
79. Бецофен С.Я. Рентгеноструктурные методы определения остаточных напряжений в поверхностных слоях с градиентной структурой // *Фізико-хімічна механіка матеріалів* 2006. Т.42. №3. С. 77-84.

80. Бецофен С.Я., Банных И.О., Сарычев С.М. Формирование остаточных напряжений в сталях и титановых сплавах при ионном азотировании // Металлы. 2006. №5. С.23-28.
81. Ашмарин А.А., Бецофен С.Я., Лозован А.А., Лебедев М.А. Остаточные напряжения в поверхностных слоях с градиентной структурой // Деформация и разрушение материалов. 2022. №2. С. 18-26.
82. Zi'ang Gao, Liu Huabing, Gan Jin , Zhang Zheng , Gong Xusheng, Wu Weiguo, Chuanhai Jiang Indirect determination of yield strength gradient from shot peening residual stress response and its application to predicting high-cycle fatigue relaxation // Measurement. 2026.V. 258. Part C. 119200
83. E.S. Statnikov, Applications of operational ultrasonic impact treatment (UIT) technologies in production of welded joints, Welding in the World. 2000. V. 44. P. 11-21.
84. M. Turski, S. Clitheroe, A.D. Evans, C. Rodopoulos, D.J. Hughes, P.J. Withers, Engineering the residual stress state and microstructure of stainless steel with mechanical surface treatments, Applied physics a-materials science & processing. 2010. V.99. P. 549-556;
85. Liu, Q. Ge, D.J. Chen, F. G, J.S. Zou, Residual stress variation in a thick welded joint after ultrasonic impact treatment, Science and Technology of Welding and Joining. 2016. V. 21. P. 634-631.
86. J. Foehrenbach, V. Hardenecke, M. Farajian, High frequency mechanical impact treatment (HFMI) for the fatigue improvement: numerical and experimental investigations to describe the condition in the surface layer, Welding in the World. 2016. V. 60. P.749-755.;
87. A.I. Dekhtyar, B.N. Mordyuk, D.G. Savvakina, V.I. Bondarchuk, I.V. Moiseeva, N.I. Khripta, Enhanced fatigue behavior of powder metallurgy Ti–6Al–4V alloy by applying ultrasonic impact treatment, Materials Science and Engineering A. 2015. V. 641. P. 348-359;

88. C.B. Guo, Z.J. Wang, D.P. Wang, Numerical analysis of the residual stress in ultrasonic impact treatment process with single-impact and two-impact models, *Applied Surface Science*. 2015. V. 347. P. 596-601;
89. Jing Zheng, AyhanInce, LanqingTang. Modeling and simulation of weld residual stresses and ultrasonic impact treatment of welded joints *Procedia Engineering*. 2018. V. 213. P. 36–47;
90. Kellera S., Chupakhin S., Staron P., Maawad E., Kashaev N., Klusemanna B. Experimental and numerical investigation of residual stresses in laser shock peened AA2198 // *Journal of Materials Processing Tech*. 2018. V. 255. P. 294–307.
91. Barile Claudia, Carone Simone, Casavola Caterina, Giovanni Pappalettera. Quantification of the influence of laser shock peening parameters on residual stresses in thick AA 7050 specimens: An experimental and explainable machine learning-based approach // *Mechanics of Materials*. 2026. V. 212. P.105536.
92. Christina Mamagkinidoua, Afshin Khatammanesh, Stefan Marsoner, Hans-Peter Gänser, Martin Rester, Maximilian Prunbauer, Michael Proschek, Bernd M. Schönbauer Influence of residual stress profile on the very high cycle fatigue properties of a martensitic stainless steel sheet // *Procedia Structural Integrity*. 2026. V. 76. C. 82–88.
93. D. Deng, H. Murakawa, Numerical simulation of temperature field and residual stress in multi-pass welds in stainless steel pipe and comparison with experimental measurements, *Computational Materials Science*. 2006. V. 37. P. 269-277.
94. Karel Trojana, Ivana Zetková, Jiří Čapek, Tomáš Bakšb, Kateřina Aubrechtová Dragounová, Nikolaj Ganev, Miloslav Kepka jr.b, Luboš Rozkošnýc Optimization of 3D printing parameters to minimize residual stresses in maraging steel *Procedia Structural Integrity* 77 (2026) 537–542.
95. Moritz K , Stefan Weihe, Martin Werz. Residual stress and distortion analysis of laser powder bed additive manufactured parts using the incremental hole drilling method and the cantilever method *Journal of Advanced Joining Processes* 12 (2025) 100336

96. Ge Tian Yu Wan, Wenchun Jiang, Minjiao Luo. Investigation on the role of hot isostatic pressure in tailoring residual stresses of selective laser melted Inconel 718 alloy. *Materials Today Communications*. 2026. V. 52. 115015/
97. Rustam R. Kyarimov, Alexander A. Frantsuzov, Eugene S. Statnik, Iuliia A. Sadykova, Alexey I. Salimon, Alexander M. Korsunsky. FIB-SEM analysis of local residual stresses due to laser scanning for additive manufacturing // *Journal of Materials Research and Technology*. 2026. V.40. P. 808–827.
98. Chuanming Yi, Gang Xiao, Qinwen Yang. Joint optimization for mitigating residual stresses of Al-Mg-Sc-Zr alloy in laser powder bed fusion process // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*.
99. Xinze Dong, Mengran Zhou, Yingxin Geng, Yuxiang Han, Zhiguo Lei, Gaoqiang Chen and Qingyu Shi. Recent Advances in Additive Friction Stir Deposition: A Critical Review *Materials* 2024, 17, 5205.
100. Vladislav Yakubov, Matthew Foley, Ilija Vego , James Hughes, Luke Clifford, Evren Yasa, Halsey Ostergaard, Michail Karpenko, Mohammad Saadatfar, Gwenaelle Proust, Anna M. Paradowska. CT-based material distribution analysis and correlation with residual stress distribution in heterogeneous composite structure fabricated via additive friction stir deposition. *Additive Manufacturing* 121 (2026) 105151.
101. I. Liu, T.C. Bor, P.G. Allison, J.B. Jordon. Additive friction stir deposition of aluminum alloys: A critical review *Materials & Design*. 2025. V.258. 114543.
102. T. L. Teng, C. P. Fung, P. H. Chang, W. C. Yang, Analysis of residual stresses and distortions in T-joint fillet welds, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2001. V. 78. P. 523-538;
103. Weich, U. Thomas, N. Thomas, K. Dilger, H. E. Chalandar. Fatigue behavior of welded high-strength steels after high frequency mechanical post-weld treatments, *Weld World*. 2009. V.53. P. R322-R332 ;
104. R. Rakesh, K. Ghahremani, S. Walbridge, A. Ince, Testing and fracture mechanics analysis of strength effects on the fatigue behavior of HFMI-treated welds, *Weld World*, 60(2016) 987-999.

105. G.B. Marquis, E. Mikkola, H.C. Yildirim, Z. Barsoum, Fatigue strength improvement of steel structures by high-frequency mechanical impact: proposed fatigue assessment guidelines. 2013. V. 57. P. 803-822;
106. Y. Javadi, M.C. Smith, K. Abburi Venkat,N.Naveed, A.N. Forsey, J.A. Francis,R.A. Ainsworth, C.E. Truman, D.J. Smith, F. Hosseinzadeh, S. Gungor, P.J. Bouchard,H.C. Dey, A.K. Bhaduri, S. Mahadevan. Residual stress measurement round robin on an electron beamwelded joint between austenitic stainless steel 316L(N) and ferritic steel P91. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2017. V. 154. P. 41-57;
107. Huai Wang, Wanchuck Woo, Dong-Kyu Kim, VyacheslavEm, SooYeol Lee, Effect of chemical dilution and the number of weld layers on residual stresses in a multi-pass low-transformation-temperature weld//Materials and Design. 2018. V. 160. P. 384–394;
108. M.E. Kartal,Y-H.Kang, A.M. Korsunsky, A.C.F. Cocks, J.P. Bouchard. The influence of welding procedure and plate geometry on residual stresses in thick components. International Journal of Solids and Structures. 2016. V. 80. P. 420–429.
109. M.E. Kartal, C.D.M. Liljedahl, S. Gungor, L. Edwards, M.E. Fitzpatrick. Determination of the profile of the complete residual stress tensor in a VPPA weld using the multi-axial contour method. Acta Materialia. 2008. V.56. P. 4417–4428;
110. Lang Shi, Angie Hill Price, Wayne Nguyen Hung. Use of contour method for welding residual stress assessment//Procedia Manufacturing. 2018. V. 26. P. 276–285.
111. Mishra R.S, Ma ZY. Friction stir welding and processing. Journal Material Science Engineering. R. 2005. V. 50. P. 1–78.
112. Штрикман, М.М.Состояние и развитие процесса сварки трением линейных соединений // Сварочное производство. 2007. N 9.С. 35-40.
113. Третьяк Н.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор)// Автоматическая сварка. 2002. № 7. С. 12-21.

114. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А., Овчинников В.В. Сварка трением с перемешиванием высокопрочных алюминий-литиевых сплавов В-1461, В-1469// Сварочное производство. 2015. №7. С. 21-25.
115. Миронов, С.Ю. Формирование зеренной структуры при сварке трением с перемешиванием// Физическая мезомеханика. 2014. № 1. С. 103-113.
116. Fonda R. W., Knipling K. E. Texture development in friction stir welds // Sci. Tech. Weld. Joint. 2001. V. 16. No 4. P. 288-294.
117. Миронов, С. Ю. Кристаллографические текстуры, формирующиеся при сварке трением с перемешиванием. Физическая мезомеханика. 2014. № 2. С. 43-54.
118. M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Withers, Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. Acta Mater. 2003. V. 51. P. 4791-4801.
119. A.Steuwer, M. Peel, P.J. Withers Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082:The effect of process parameters on residual stress. Mater.Sci.and Eng. A. 2006. V.441. P. 187–196.
120. Friction Stir Welding as a rivet replacement technology. US, Патент №6779707B2. №заявки10/217179, 12.08.2002, Опубликовано 24.08.2004
121. Бецофен С.Я, Лозован А.А., Моисеев В.С., Александрова С.С., Иванов Н.А., Быкадоров А.Н. Особенности формирования остаточных напряжений в поверхностных слоях и покрытиях // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 10. С. 30–40.
122. С. Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, А. В. Шалин, Ю. С. Оглодкова, Д. А. Прокопенко, Е. И. Максименко, Е. М. Рыбаков. Особенности формирования остаточных напряжений в сплавах системы Al–Cu–Li // Деформация и разрушение материалов. 2026. №4, С. 31-40.
123. С. Я. Бецофен, А. А. Ашмарин, Р. Ву, Д. А. Прокопенко, Е. И. Максименко. Исследование распределения текстуры интерметаллидных фаз δ' и T_1 по сечению листов сплавов системы Al—Cu—Li // Деформация и разрушение материалов. 2025. №11. С. 10-19.

124. С. Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, А.В. Шалин, Е. И. Максименко, В. Н. Серебряный, Д. А. Прокопенко, А. С. Колянова. Неоднородность текстуры и анизотропия механических свойств листов из сплавов В-1480 и В-1481 // Металлы, 2025, №6. С. 61-68

125. 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 // Деформация и разрушение материалов. 2024. №7, с.32-39.

126. Гордеева М.И., Бецофен С.Я., Шалин А.И., Ву Р., Оглодков М.С., Оглодкова Ю.С., Максименко Е.И., Прокопенко Д.А. Исследование влияния фазового состава и текстуры на упругие свойства сплавов системы Al-Cu-Li. Деформация и разрушение материалов. 2024. №. 2. С. 2–10.

127. Бецофен С. Я., Серов М. М., Шалин А. В., Сигалаев С. К., Прокопенко Д. А., Максименко Е. И., Ву Р. Влияние сверхбыстрого затвердевания на фазовый состав и модуль упругости сплавов 1441, В-1461, В-1469 системы Al–Cu–Li // Деформация и разрушение материалов. 2025. №2, С. 15-22.

128. С. Я. Бецофен, А.А. Ашмарин, Ву Р., Д. А. Прокопенко, Е. И. Максименко. Исследование термического расширения интерметаллидной фазы $T_1(Al_2CuLi)$ сплава системы Al-Cu-Li В-1480. Деформация и разрушение материалов. 2025. №4. С. 13-20.

129. Li J., Wang H., Li Y., Tang H., Xu G., Zhang T., Wang Y., Qian X., He Ch. Evolution process of T_1 precipitate in Al–Cu–Li–TiC/TiB₂ alloy during aging treatment // Journal of Materials Research and Technology. 2024. V. 33. P. 548-559.

130. Гордеева М.И., Овчинников В.В., Ашмарин А.А., Моисеев В.С., Максименко Е.И., Прокопенко Д.А. Влияние сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства сплава системы (Al-Mg) 1565ч // Материалы XIX-ой Международной научно-технической конференции «Быстрозакаленные материалы и покрытия» 18-19 октября 2022 года, МАИ, Москва, 2022. С.271-276.

131. С. Я. Бецофен В.В. Овчинников, А.В. Шалин, А. А. Ашмарин, Д. А. Прокопенко, Е.И. Максименко. Исследование формирования текстуры,

остаточных напряжений и фазового состава в СТП соединениях сплава 1424 // Деформация и разрушение материалов. 2026. №2. С. 30-34.