

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ АКАДЕМИКА С. П. КОРОЛЕВА»
(САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

На правах рукописи



Арышенский Евгений Владимирович

**МЕХАНИЗМЫ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ
В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

01.04.07 – Физика конденсированного состояния

Диссертация
на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант:
доктор технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Самара – 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
Глава 1. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ АНИЗОТРОПИИ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	17
1.1 Физическая природа анизотропии алюминиевых сплавов	19
1.2 Принципы представления данных рентгеноструктурного анализа текстуры металлов в виде прямых полюсных фигур (ППФ) и функции распределения ориентировок (ФРО).....	23
1.3 Формирование текстур в условиях плоской деформации	28
1.4 Формирование текстур рекристаллизации в алюминиевых сплавах.....	31
1.5 Основные факторы, влияющие на процесс рекристаллизации, и методы их расчета	33
1.6 Методы моделирования эволюции кристаллографической текстуры при горячей деформации и рекристаллизации алюминиевых сплавов	35
1.6.1 Общее моделирование текстур деформации и тейлоровская модель с полными ограничениями.....	37
1.6.2 Методы моделирования формирования текстур рекристаллизации в процессах термомеханической обработки алюминиевых сплавов	52
1.7 Выводы по главе 1	73
Глава 2. МЕТОДИКА И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ.....	76
2.1 Исследование сопротивления пластической деформации в зависимости от температуры и скорости деформации металла	76
2.2 Определение размеров субзерна.....	80
2.2.1 Сведения о лабораторном стане	82
2.2.2 Сведения о нагревательном оборудовании и точности поддержания температурных параметров в ходе экспериментов	83
2.2.3 Особенности подготовки образцов и проведения EBSD-анализа	86

2.3 Особенности изучения размеров и количества интерметаллидных частиц	87
2.3.1 Описание методики исследования и процесса приготовления шлифов.....	91
2.4 Определение подвижности границ.....	92
2.4.1 Методика микроструктурного анализа, подготовки к нему шлифов и подсчета средней величины зерна.....	94
2.5 Экспериментальные исследования формирования текстур деформации на непрерывном стане горячей прокатки	95
2.5.1 Пятиклетьевого стан горячей прокатки «Кварто»	96
2.6 Исследование методом просвечивающей микроскопии.....	97
Глава 3. ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	100
3.1 Моделирование эволюции текстуры в процессе деформации	102
3.1.1 Формулировка задачи расчета изменения текстурных составляющих материала при деформации и сделанные допущения	102
3.1.2 Кинематические соотношения и упрочнение	104
3.1.3 Расчет формирования текстур	108
3.2. Моделирование эволюции текстур при рекристаллизации.....	112
3.2.1 Моделирование кинетики рекристаллизации с учетом конкурирующих процессов рекристаллизации и возврата	112
3.2.2 Зарождение центров рекристаллизации разной ориентировки. Куб, PSN, границы зерен	114
3.2.3 Изменение текстурных составляющих при рекристаллизации.....	117
3.3 Программное обеспечение, реализующее разрабатываемую модель	119
3.4. Верификация и проверка адекватности модели на реальном промышленном оборудовании, реализующем термомеханическую обработку с плоской схемой деформации	124
3.5 Выводы по главе 3.....	134

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ ПРИ ТЕРМОМЕХНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ	136
4.1 Исследование влияния режимов термомеханической обработки на физические процессы, определяющие формирование текстуры в алюминиевых сплавах.....	137
4.1.1 Исследование величины субзерна при термомеханической обработке алюминиевых сплавов	137
4.1.2 Изучение размера и количества интерметаллидных частиц в перспективных алюминиевых сплавах	150
4.1.3 Изучение влияния подвижности межзеренных границ, размера и количества субзерен и интерметаллидных частиц на текстурные композиции.....	174
4.1.4 Исследования реологических свойств сплавов 1565ч, 5182, 1570 и 8011	182
4.2 Исследование особенностей формирования текстуры при термомеханической обработке с высокими скоростями деформации на примере непрерывной горячей прокатки.....	190
4.2.1 Исследование особенности распределения текстуры по очагу деформации при горячей прокатке в непрерывных группах	190
4.2.2 Исследование особенностей формирования кристаллографической текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в реальных технических системах	213
4.3 Выводы по главе 4.....	265
Глава 5. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	268
5.1 Влияние анизотропии алюминиевых сплавов на функциональные свойства листов и лент	268

5.2 Основные принципы эволюции кристаллографической текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в промышленных процессах термомеханической обработки с плоской схемой деформации	270
5.3 Рекомендации по выбору технологических режимов при термомеханической обработке алюминиевых сплавов	275
5.4 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе	285
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	287
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	290
Приложение А	321
Приложение Б	322
Приложение В	323
Приложение Г	325
Приложение Д	327

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Алюминий является одним из самых востребованных в мире металлов, его доля в разных отраслях современной промышленности непрерывно растет. Согласно докладу Алюминиевой ассоциации «Ситуация на рынке алюминия: итоги 2019 и прогнозы на 2020 год» общемировое потребление алюминия составило 92 млн тонн в год. Наиболее активно алюминий используется в таких сферах, как машиностроение, аэрокосмическая и пищевая промышленность, а также при разработке новых композиционных материалов.

В то же время одной из проблем, возникающих при производстве деформируемых алюминиевых сплавов, является анизотропия их физико-механических свойств. Она существенно снижает эксплуатационные свойства алюминиевых изделий. Например, уменьшение такой функциональной характеристики анизотропии, как фестонистость, всего на 1 % может сэкономить в среднем 41 \$ на тонну при производстве промышленных алюминиевых сплавов. Объем отечественной алюминиевой продукции, к которой применима данная функциональная характеристика, составляет не менее 377 тысяч тонн. Таким образом, общий эффект внедрения технологий, связанных со снижением только этой функциональной характеристики анизотропии на 1–2 %, может составлять 1–2 млрд рублей для отечественной промышленности.

Физической природой анизотропии свойств в алюминиевых сплавах является кристаллографическая текстура, формирующаяся при их термомеханической обработке при деформационных воздействиях и рекристаллизации. Поэтому для максимального снижения анизотропии необходимо контролировать формирование текстуры на различных этапах термомеханической обработки. В то же время для большинства промышленных алюминиевых сплавов не исследовано влияние термомеханических воздействий на размер субзерна, зернограницную мобильность, размер и количество интерметаллидных частиц и напряжения течения, и связь этих параметров с

кинетикой рекристаллизации и особенностями формирования её зародышей. Это, в свою очередь, не позволяет эффективно управлять формированием текстуры. Кроме того, отсутствует универсальная для большинства современных деформируемых алюминиевых сплавов математическая модель, позволяющая учитывать комплексное влияние особенностей микроструктуры и термомеханического воздействия на формирование текстуры. В связи с этим исследования, направленные на установление закономерностей формирования кристаллографической текстуры при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки деформируемых алюминиевых сплавов, являются актуальной научной задачей, имеющей теоретическую и практическую значимость.

Степень разработанности темы. Исследованиям формирования текстуры при термомеханической обработке алюминиево-марганцевых и алюминиево-магниевого сплавов занимался ряд зарубежных и отечественных ученых: Х. Вантэ, Г. Готштайн, Ю. Хирш, В.Ю. Арышенский, О. Энглер., Ф.В. Гречников, А.Я. Бецофен., А.Г. Колобов и другие. В то же время для значительного количества новых сплавов данный вопрос является неисследованным. К тому же для этих двух систем нет исследований, посвященных, например, особенностям эволюции текстуры при высокоскоростных процессах термомеханической обработки. Кроме того, для наиболее востребованных в отечественной промышленности сплавов нет сведений о влиянии термомеханической обработки на размеры субзерна, кинетику рекристаллизации и подвижность межзеренных границ. Без этих сведений в принципе невозможно управление эволюцией текстуры при термомеханической обработке. Кроме того, не существует модели, универсальной для всех групп деформируемых сплавов, позволяющей эффективно прогнозировать формирование текстуры при термомеханической обработке.

Целью работы являлось исследование механизмов и закономерностей формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки.

Для достижения цели в работе решались следующие задачи:

1. Исследовать влияние температурно-скоростных условий термомеханической обработки на размер субзерна в диапазоне температур 300–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹ для деформируемых сплавов 8011, 5182, 1565ч и 1570.

2. Оценить размеры и количество первичных и вторичных интерметаллидных частиц после гомогенизации и горячей прокатки для основных групп деформируемых алюминиевых сплавов. Изучить совместное влияние мелкодисперсных частиц второй фазы, субструктуры и температурно-скоростных режимов горячей прокатки на мобильность межзеренных границ. Разработать классификатор алюминиевых сплавов, учитывающий указанные факторы.

3. Исследовать связь напряжений текучести при установившемся пластическом течении и температурно-скоростных параметров термомеханической обработки для алюминиевых сплавов 8011, 5182, 1565ч, 1570 в интервале температур 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹.

4. Разработать математическую мезомодель формирования текстур деформации при термомеханической обработке алюминиевых сплавов, основанную на тейлоровском подходе с полными ограничениями, позволяющую использовать нелинейные законы учета упрочнения при вычислении критического напряжения сдвига и определять системы активного скольжения и вращение решетки кристаллов, составляющих поликристаллическое тело, для которого производится расчет.

5. Создать математическую модель роста текстур рекристаллизации с использованием соотношения Аврами для ЖМАК (Джонсона – Мела – Аврами – Колмогорова), учитывающую зарождение новых зерен на границах деформированных и кубических полос, а также зерен на частицах (PSN-механизм образования зародышей рекристаллизации, вызванный интерметаллидными частицами) и ориентированный рост зародышей кубической ориентировки, граничащих с кристаллитами, имеющими близкую к S текстурную ориентировку.

6. Изучить закономерности эволюции зеренной структуры и текстуры при термомеханической обработке в непрерывном стане в диапазонах скоростей

деформации $10\text{--}100\text{ с}^{-1}$ и температур $350\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплавах 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ч, 1570 и оценить степень неравномерности развития текстур и зеренной структуры по ширине очага деформации в ходе горячей плоской пластической деформации.

7. Предложить научно-обоснованные подходы по термомеханической обработке алюминиевых сплавов, позволяющие получить требуемую композицию текстуры и добиться заданной анизотропии свойств.

Научная новизна:

1. Создан новый метод для расчета формирования кристаллографической текстуры при горячей деформации алюминиевых сплавов на основе тейлоровского подхода с полными ограничениями. Он основан на переборе всех возможных комбинаций систем скольжения для определения оптимальной с точки зрения энергии пластического деформирования. Преимущество этого подхода по сравнению с методом линейного программирования достигается за счет использования нелинейных законов деформационного упрочнения и учета кристаллографического упрочнения для правильного расчета распределения текстур β -фибера.

2. Разработана математическая физико-статистическая мезомодель формирования кристаллографической структуры при рекристаллизации. Разработан новый метод учета ориентированного роста кристаллитов при рекристаллизации алюминиевых сплавов, существенно повышающий точность расчетов, реализованный с помощью разбиения области, для которой рассчитывается процесс рекристаллизации на две части, одна из которых состоит из кубически ориентированных зерен, граничащих с текстурой β -фибера, а другая – из остальных текстурных компонент.

3. Впервые исследованы механизмы и закономерности формирования субструктуры и определены напряжения течения в деформированных алюминиевых сплавах 8011, 5182, 1565ч и 1570 в процессах термомеханической обработки в интервале температур $350\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и скоростей деформации $1\text{--}40\text{ с}^{-1}$.

4. Впервые изучено влияние режимов термомеханической обработки на мобильность большеугловых границ и преобладающий механизм образования зародышей новых зерен при рекристаллизации в деформируемых сплавах 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ч с различными параметрами Зинера – Холломона. Исследована связь мобильности большеугловых границ, субструктуры, интерметаллидных частиц с преобладающим механизмом образования зародышей в этих сплавах.

5. Впервые исследованы механизмы и закономерности формирования текстуры при рекристаллизации и высокоскоростной промышленной термомеханической обработке структуры в деформируемых сплавах 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ч. Получены зависимости, описывающие влияние различных технологических параметров термомеханической обработки и особенностей микроструктуры на особенности формирования текстуры в данных сплавах. Исследовано влияние высокоскоростной промышленной термомеханической обработки на размер крупных интерметаллидных частиц.

Достоверность полученных результатов обеспечивается использованием в ходе лабораторных экспериментов современного оборудования, правильностью постановки экспериментов и обработки полученных данных, современными математическими методами, примененными при разработке мезомодели эволюции текстуры, использованием реального промышленного оборудования при ее апробации и проверке, а также сравнением полученных данных с результатами других авторов.

Теоретическая и практическая значимость заключается:

– В получении данных о совместном влиянии размера субзерен, а также размера и количества интерметаллидных частиц на мобильность межзеренных границ в процессе рекристаллизации для сплавов А5, Д16, 3005, 3104, Амц, АМг2, АМг3, 1565ч, 5182, 1570, В95 в диапазоне температур 250–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹. Эти данные имеют теоретическое значение, так как могут быть использованы для разработки новых математических моделей и изучения особенностей взаимодействия межзеренных границ и частиц второй

фазы. Практическая значимость полученных результатов заключается в разработке нового классификатора алюминиевых сплавов, основанного на учете их склонности к рекристаллизации, и типа участвующих в ней зародышей.

– В создании комплексной мезомодели формирования текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов с учетом кристаллографического упрочнения, мобильности межзеренных границ, особенностей формирования субструктуры и с учетом влияния частиц второй фазы, работающей в температурных диапазонах 250–500 °С, и скоростных параметров 1–100 с⁻¹ для сплавов А5, 3005, 3104, АМц, АМг2, АМг3, 1565ч, 5182, 1570.

– В научно-обоснованных рекомендациях по термомеханической обработке сплавов системы Al-Fe, позволяющих получать в них заданную текстурную композицию, и научно-обоснованных режимах термомеханической обработки для сплавов системы Al-Mn, позволяющих получать в них 30–40 % текстуры куба.

– В рекомендациях для термомеханической обработки деформируемых сплавов с высоким содержанием магния в температурном диапазоне 250–500 °С и скоростью деформации 1–100 с⁻¹, которые позволяют получать заданную долю кубической текстуры в сплаве 5182 и бестектурной составляющей в сплаве 1565ч.

Тема диссертации соответствует критической технологии РФ «Технологии получения и обработки функциональных наноматериалов» и приоритетному направлению развития науки, технологий и техники в РФ «Индустрия наносистем». Часть результатов была получена в рамках грантов РФФИ №№ 18-79-10099 и 18-79-10099-П (продление) «Создание модели расчета эволюции текстуры и структуры на ранних этапах термомеханической обработки алюминиевых сплавов, в том числе добавками переходных металлов» по мероприятию «Проведение исследований научными группами под руководством молодых ученых» Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными, и гранта 21-19-00548 «Закономерности формирования и эволюция микроструктуры и механических свойств при литье и термомеханической обработке алюминиевых

сплавов системы Al-Mg-Si, легированных малыми скандиево-циркониевыми добавкам», а также при выполнении госзадания Минобрнауки №0239-2019-0001 на выполнение научно-исследовательской работы.

Результаты настоящей диссертационной работы используются в учебном процессе федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения в курсе «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» направления подготовки 22.06.01 Технологии материалов и в программе двойного дипломирования с Техническим университетом «Фрайбергская горная академия».

Результаты работы используются в алюминиевой промышленности на АО «Арконик СМЗ» и ЗАО «Сеспель».

Положения, выносимые на защиту:

1. Комплексная математическая мезомодель формирования текстуры в процессе термомеханической обработки алюминиевых сплавов, включающая в себя расчет формирования текстур как при рекристаллизации (на основе физико-статистической мезомодели с возможностью расчета ориентированного образования зародышей рекристаллизации), так и при деформации (на основе тейлоровского метода с полными ограничениями, позволяющего учитывать нелинейные законы упрочнения при расчете критического сдвигающего напряжения).

2. Механизмы и закономерности формирования субструктуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов 8011, 5182, 1565ч и 1570 в зависимости от температурно-скоростных параметров термомеханической обработки, связи размеров субструктуры, параметра Зинера – Холломона и мелкодисперсных интерметаллидных частиц с зернограницной мобильностью и механизмом зародышеобразования при рекристаллизации и оценка влияния температурно-скоростных параметров термомеханической обработки на течение металла.

3. Результаты математического моделирования эволюции текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов 3104, 6016, 8011, 5182 и 1565ч в интервале температур 300–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹ и влияние температурно-скоростных параметров на текстурные компоненты.

4. Результаты изучения механизмов и закономерностей эволюции текстуры при промышленной высокоскоростной термомеханической обработке сплавов 8011, 5182, 1565ч, 3104 и 6016, полученных как экспериментальным путем, так и с помощью моделирования, включающие в себя данные об особенностях формирования текстур β-фибера, кубической текстуры и бестекстурной составляющей и результаты изучения деформационного воздействия на размер и количество крупных интерметаллидных частиц.

5. Научно-обоснованные рекомендации по получению заданной текстурной композиции при промышленной термомеханической обработке указанных выше сплавов в интервале температур 300÷500 °С и скоростей деформации 1÷100 с⁻¹. На примере сплава 8011 может быть рекомендован режим горячей прокатки заготовки 60 мм в диапазоне 220–280 м/мин до толщины 3,8 мм, за которой следует последующая холодная прокатка до толщины 220 мкм и стабилизирующий отжиг. Для сплава 3104 наиболее подходящей является прокатка со скоростью деформации в первом проходе, равной 2,2 с⁻¹, и температурой проката 490–510 °С. Результаты моделирования дают возможность обоснованно выбирать режимы термомеханической обработки сплавов с высоким содержанием магния для получения в них требуемого количества текстуры куба или бестекстурной составляющей.

Личный вклад автора автора включает постановку задачи, планирование лабораторных экспериментов, организацию промышленных опытов, разработку зависимостей напряжений течения и размеров субзерен от температурно-скоростных параметров термомеханической обработки, вычисление мобильности межзеренных границ, исследование распределения размеров крупных первичных интерметаллидных частиц, изучение влияния разных типов зародышей рекристаллизованной структуры на текстурную композицию, разработку нового

классификатора алюминиевых сплавов, обобщение данных и выявление общих закономерностей эволюции текстуры, а также разработку мезомодели, подготовку на основе полученных результатов научных статей и докладов на конференциях, формирование выводов и заключений по диссертации. Автором самостоятельно написаны текст диссертации и автореферата.

Апробация результатов. Результаты работы были доложены на следующих научно-исследовательских конференциях: IX Королевские чтения (Самара, 2007); Решетневские чтения (Красноярск, 2008); Международная научно-техническая конференция «Металлофизика, механика материалов наноструктур и процессов деформирования» (Самара, 2009); Первая Международная конференция и Выставка «Алюминий-21/Плоский Прокат» (Санкт-Петербург, 2011); XXXXII Всероссийский симпозиум по механике и процессам управления (Миасс, 2012); I Международная научная конференция молодых ученых «Электротехника. Энергетика. Машиностроение» (Новосибирск, 2013); Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России» (Москва, 2013); XXXXI Всероссийский симпозиум по механике и процессам управления (Миасс, 2014); Международный научно-технический конгресс «ОМД 2014. Фундаментальные проблемы, инновационные материалы и технологии» (Москва, 2014); XIII Королёвские чтения (Самара, 2015); X Конгресс прокатчиков (Липецк, 2015); «Металлдеформ-2015» (Самара, 2015); «Металлдеформ-2017» (Самара, 2017); Meform-2016 (Фрайберг, Германия, 2016); TMP 2016 – 5th International Conference on Thermo Mechanical Processing (Милан, Италия, 2016); International Conference on Information Technologies in Business and Industry 2016 (Томск, 2016); Международная конференция «Материалы и технологии новых поколений в современном материаловедении» (Томск, 2016); IX Международный конгресс и выставка «Цветные металлы и минералы» (Красноярск, 2017); Meform-2018 (Фрайберг, Германия, 2018); VIII Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием «Наследственность в литейно-металлургических процессах (Самара, 2018); X Международный конгресс и выставка «Цветные металлы и минералы» (Красноярск, 2018);

Международная научно-техническая конференция Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment 2019 (ICMTMTE 2019) (Севастополь, 2019); Международная научно-техническая конференция Physical and Numerical Simulation of Materials Processing (ICPNS'2019) (Москва, 2019); 17th International Conference on Aluminium Alloys ICAA 2020 (Гренобль 2020); Тринадцатое ежегодное заседание Научного Совета РАН по физике конденсированного состояния в рамках научно-практического семинара «Актуальные проблемы физики конденсированных сред» (Черноголовка, 2020); The Twenty-Eighth International Conference on Processing and Fabrication of Advanced Materials (PFAM-XXVIII) at the Vellore Institute of Technology VIT Chennai [VIT University, CHENNAI (Tamil Nadu), INDIA], (Chennai (Madras) 2020, Международная научно-техническая конференция «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2021» (ICMTMTE 2021), (Севастополь, 2021); Intelligent Manufacturing and Materials 2021 (IMM 2021), (Ялта, 2021), Materials and Engineering Forum (MEF) & International Symposium on Materials Science and Mechanical Engineering (MSME) (Hong Kong, 2020).

Публикации. По материалам диссертационной работы и результатам исследований опубликовано 107 научных работ (в числе которых 26 статей в журналах из перечня изданий, рекомендованных ВАК, и 37 – в Scopus и Web of Science), 3 базы данных, 3 программы для ЭВМ, 5 патентов на изобретение.

Содержание диссертации соответствует областям исследований паспорта научной специальности 01.04.07 – Физика конденсированного состояния: п. 1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления»; п. 6 «Разработка экспериментальных методов изучения физических свойств и создание физических основ промышленной технологии получения материалов с определенными свойствами».

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, выводов, списка литературы. Текст изложен на 327 страницах, включает 27 таблиц, 155 рисунков. Список использованной литературы содержит 279 наименований.

Глава 1. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ АНИЗОТРОПИИ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Алюминий – элемент 13-й группы периодической системы химических элементов Д.И. Менделеева, относится к группе легких металлов и имеет плотность 2,71 г/см². Наиболее распространенный металл и третий по распространенности химический элемент в земной коре.

Начиная с 1886 года, после разработки современного способа получения чистого алюминия, его выпуск с каждым годом увеличивается, что связано как с развитием технологий его производства, так и с расширением сфер применения.

Ежегодно мировая потребность в алюминии все больше возрастает из-за глобальной урбанизации и индустриализации. Большая часть производимого алюминия идет на нужды транспортной (автомобилестроение, вагоностроение, судостроение, авиация) и строительной отраслей (окна, двери, панели, кровля, сайдинги, строительные лестницы, системы кондиционирования и отопления), поскольку сейчас наибольший упор в производстве делается на легкость, надежность и скорость, а обеспечить эти показатели может только алюминий.

Сегодня алюминий – один из ключевых продуктов для изделий пищевой, упаковочной, строительной, машиностроительной, транспортной и энергетической отраслей. Из него производят большую номенклатуру продукции: от консервных банок до обшивки и конструктивных элементов военной техники (самолеты, ракеты и т.д.). Именно благодаря своему легкому весу, а также прочностным характеристикам алюминий является хорошим заменителем стали в тех случаях, когда нужно уменьшить вес детали и увеличить срок ее эксплуатации.

Еще одним достоинством алюминия является возможность повторной переработки всей продукции, что сокращает энергозатраты, позволяет экономить природные ресурсы, а также заботиться об экологической ситуации в России и мире. Около 70 % алюминия используется в настоящее время повторно.

Широкое применение алюминиевых сплавов группы 3XXX в пищевой промышленности позволило увеличить сроки хранения продукции и сделать тару безопаснее и удобнее. Применение алюминиевых сплавов в строительном секторе открывает возможность для создания эстетичных элементов зданий (отделка фасадов) разных форм, позволяет снизить вес (в 3 раза по сравнению со сталью) конструкций, что является важным условием при выборе строительного материала и воплощении смелых дизайнерских решений.

Применение алюминиевых сплавов группы 5XXX в машиностроении позволило улучшить характеристики различной техники – например, применение сплава 1565ч в вагоностроении позволило значительно увеличить объемы перевозимой в таких вагонах продукции. А возможность использования сплавов данной группы при работе с криогенными материалами (сжиженный газ) открывает возможности применения алюминия и при производстве автомобильных и ж/д цистерн. Высокая коррозионная стойкость некоторых сплавов данной группы позволяет применять их для производства судов разного назначения (от маломерных гражданских судов до военных катеров).

Одним из ключевых сегментов применения алюминия является аэрокосмический сектор, где используется большой ассортимент алюминиевых сплавов (серий 2XXX, 3XXX, 5XXX, 6XXX и 7XXX). Около 80 % общей массы современного самолета приходится на алюминий. Наибольшее применение в данной отрасли получил сплав 7075 (Al-Zn-Mg-Cu) – один из самых прочных алюминиевых сплавов, сравнимый своими показателями со сталью. В алюминиевой отрасли ведутся исследования и разработка новых сплавов с улучшенными прочностными характеристиками. Это сплавы Al-Li и алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния и добавлением редкоземельных металлов.

Сплавы групп 1XXX, 6XXX и 8XXX используются для изготовления алюминиевой электропроводки, т.к. алюминий обладает хорошей электропроводностью и высокой химической стойкостью. Это позволяет использовать их без дополнительной изоляции и при высокой влажности.

1.1 Физическая природа анизотропии алюминиевых сплавов

Несмотря на описанные выше достоинства, основным недостатком алюминиевых сплавов из всех рассмотренных ранее групп сплавов является анизотропия механических свойств или, иными словами, их неодинаковость в разных направлениях.

Основной причиной проявления анизотропии в алюминиевых сплавах является их кристаллическое строение. Как известно, в кристаллических телах атомы располагаются по определенному закону, который называется типом кристаллической решетки [1]. Расстояния между атомами в разных направлениях кристаллической решетки отличаются друг от друга. Существует несколько видов кристаллических решеток (рисунки 1.1, 1.2). Алюминий имеет гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку (рисунок 1.2). Из-за этого химические и другие взаимодействия будут разными для разных направлений (рисунок 1.3) [2].

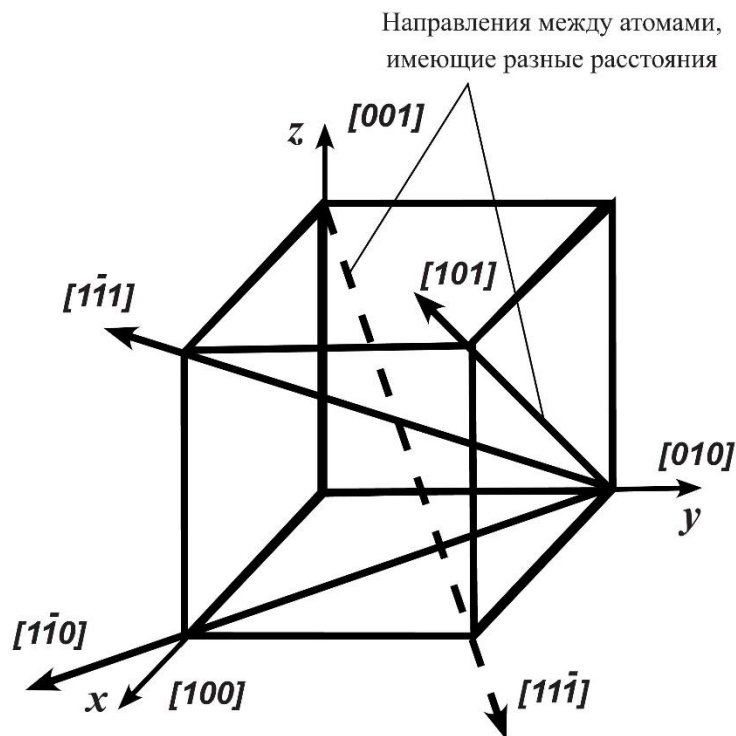


Рисунок 1.1 – Кубическая решетка и разные направления в ней

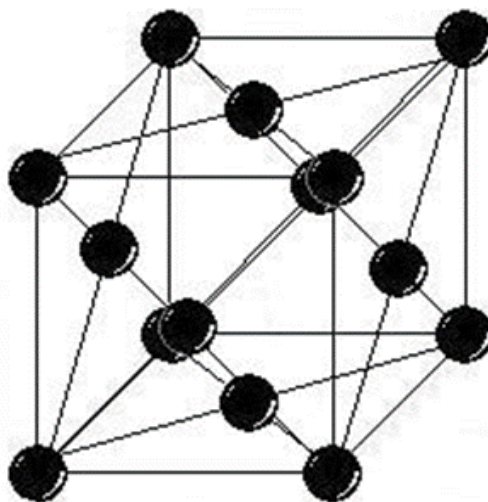


Рисунок 1.2 – Гранецентрическая кубическая решетка [3]

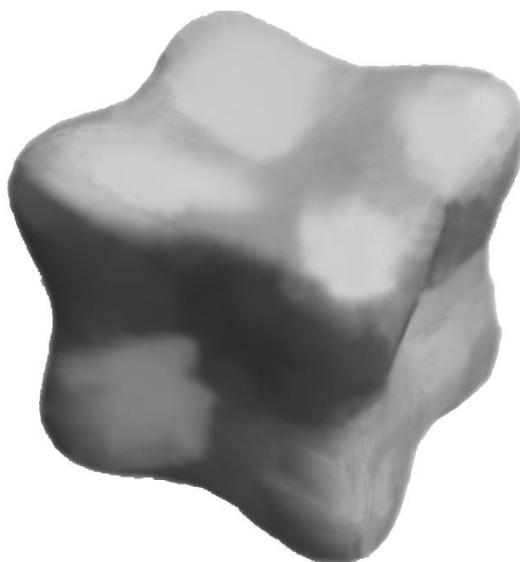
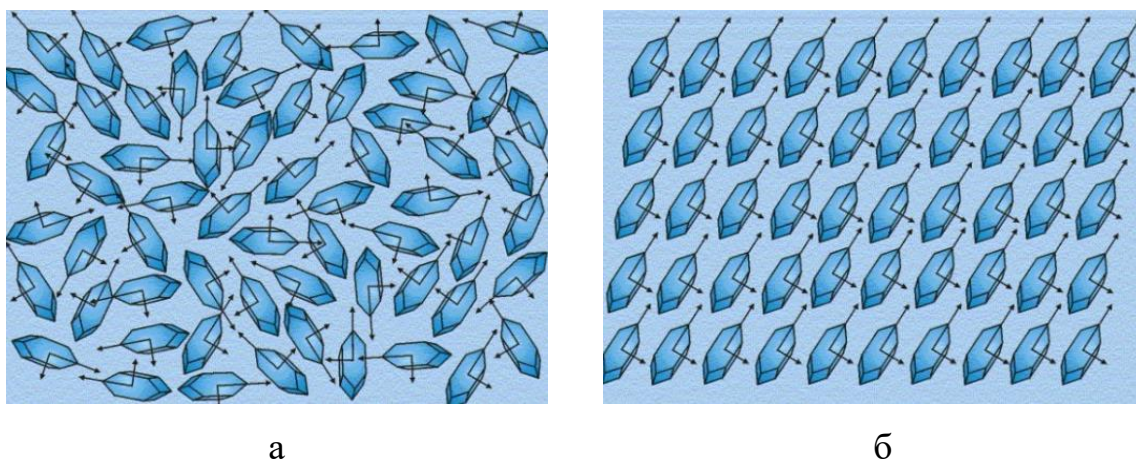


Рисунок 1.3 – Иллюстрация зависимости модуля упругости алюминия от направления

Реальные металлы состоят из множества кристаллитов. Каждый кристаллит обладает анизотропией свойств. После большинства видов литья кристаллиты хаотично расположены относительно друг друга, что в совокупности дает изотропные свойства (рисунок 1.4) [3]. Однако при обработке металлов давлением, в частности прокатке, направленное действие всех сил вызывает в поликристаллическом теле поворот всех зерен вдоль максимальной деформации [4]. Совокупность одинаково направленных зерен называют текстурой [5].



а – металл в литом состоянии; б – металл, имеющий текстуру [6]

Рисунок 1.4 – Расположение кристаллитов в металле

При испытаниях деформированный металл, обладающий той или иной текстурой, будет показывать анизотропию физических и механических свойств. Еще одним источником появления текстуры, а следовательно, причиной анизотропии, будет рекристаллизационный отжиг деформированного материала [3].

Необходимо отметить, что доминирующая текстура одного типа наблюдается лишь в процессах, где действие деформирующей силы происходит в определенном направлении. Однако при процессах с более комплексным нагружением, например, при прокатке, текстура будет многокомпонентной, т.е. в ней будет наблюдаться несколько наборов кристаллитов, каждый из которых имеет общую ориентировку (рисунок 1.5) [7, 8, 9].

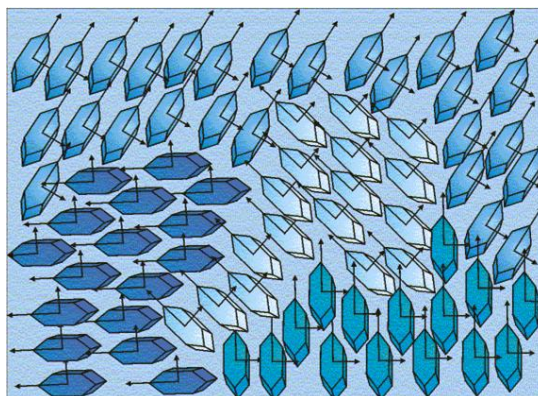


Рисунок 1.5 – Схематическое представление многокомпонентной текстуры в металле [6]

Отметим, что даже в рамках одной текстурной компоненты ориентации отдельных кристаллитов не идеально совпадают друг с другом, а колеблются в интервале $1-2^\circ$. Поэтому, когда говорят о той или иной текстурной компоненте, например, куба, имеется в виду идеальная ориентировка. Если же говорят о том, что в металле присутствует до 40 % текстуры куба, то это значит, что у 40 % кристаллитов в металле ориентация в пространстве с точностью до $1-2^\circ$ совпадает с идеальной кубической компонентой. В реальных алюминиевых листах, в зависимости от типа сплава и состояния прокатки, может одновременно существовать от 4 до 15 разных текстурных компонент [5]. Для того, чтобы отличать их друг от друга, разработана система их классификации.

Ориентация конкретной текстуры для металлов с кубической решеткой может быть представлена набором индексов $(hkl)[uvw]$ [10, 11]. Здесь (hkl) – кристаллографическая плоскость, параллельная поверхности проката, а $[uvw]$ – кристаллографическое направление, параллельное направлению прокатки. На рисунке 1.6 кристаллографической плоскостью, параллельной поверхности зерна, является плоскость (110) , а кристаллографическим направлением, параллельным направлению прокатки, является $[001]$. Таким образом, ориентация данной текстуры – $(110)[001]$.

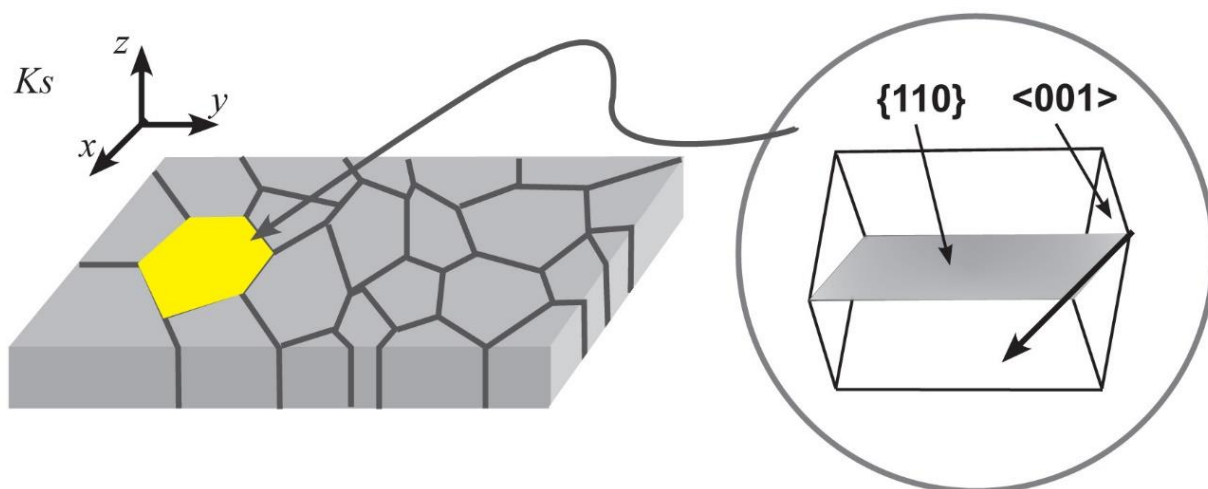
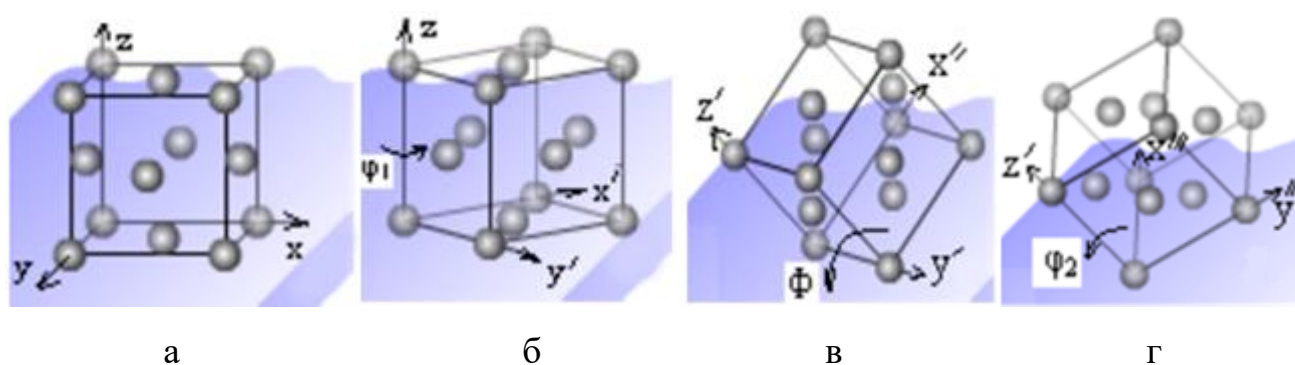


Рисунок 1.6 – Пример индексации кристаллографических плоскостей и направлений листового проката [11]

Однако в настоящее время более популярным является иной способ обозначения текстур, а именно углы Эйлера. Сущность этого метода заключается в последовательном вращении идеальной кубической текстуры (001)[100] сначала вокруг оси z , перпендикулярной плоскости проката на угол φ_1 , затем вокруг нового положения y (y') на угол Φ , потом вокруг нового положения оси z (z') на угол φ_2 [5, 12]. Например, для текстуры Госса (110)[001], показанной на рисунке 1.7, углы Эйлера будут равны 0° , 45° , 90° [5].



а – начальное положение; б – вращение решетки вокруг оси z на угол φ_1 ;
в – поворот вокруг новой оси y' на угол Φ ; г – поворот вокруг новой z' на угол φ_2 [13]

Рисунок 1.7 – Иллюстрация к углам Эйлера

Таким образом, основной причиной появления анизотропии является текстура, формирующаяся в результате комбинированного температурно-деформационного воздействия. В настоящее время наиболее распространенной является запись текстурных компонент с помощью индексов Миллера или углов Эйлера.

1.2 Принципы представления данных рентгеноструктурного анализа текстуры металлов в виде прямых полюсных фигур (ППФ) и функции распределения ориентировок (ФРО)

Метод дифракции отраженных электронов и рентгеноструктурный анализ являются основными методами анализа распределения текстурных компонент в

заготовке [5]. И если результаты, полученные с помощью первого метода, интуитивно понятны и не представляют трудности для анализа, то для того, чтобы правильно анализировать данные рентгеноструктурного анализа, представленного в виде ППФ и ФРО, нужны некоторые пояснения. Их тем более необходимо дать, т.к. в данной работе большинство результатов текстурного анализа представлено в этом виде.

Прямые полюсные фигуры (рисунок 1.8) обычно представляют собой гномосферические проекции определенных кристаллографических плоскостей.

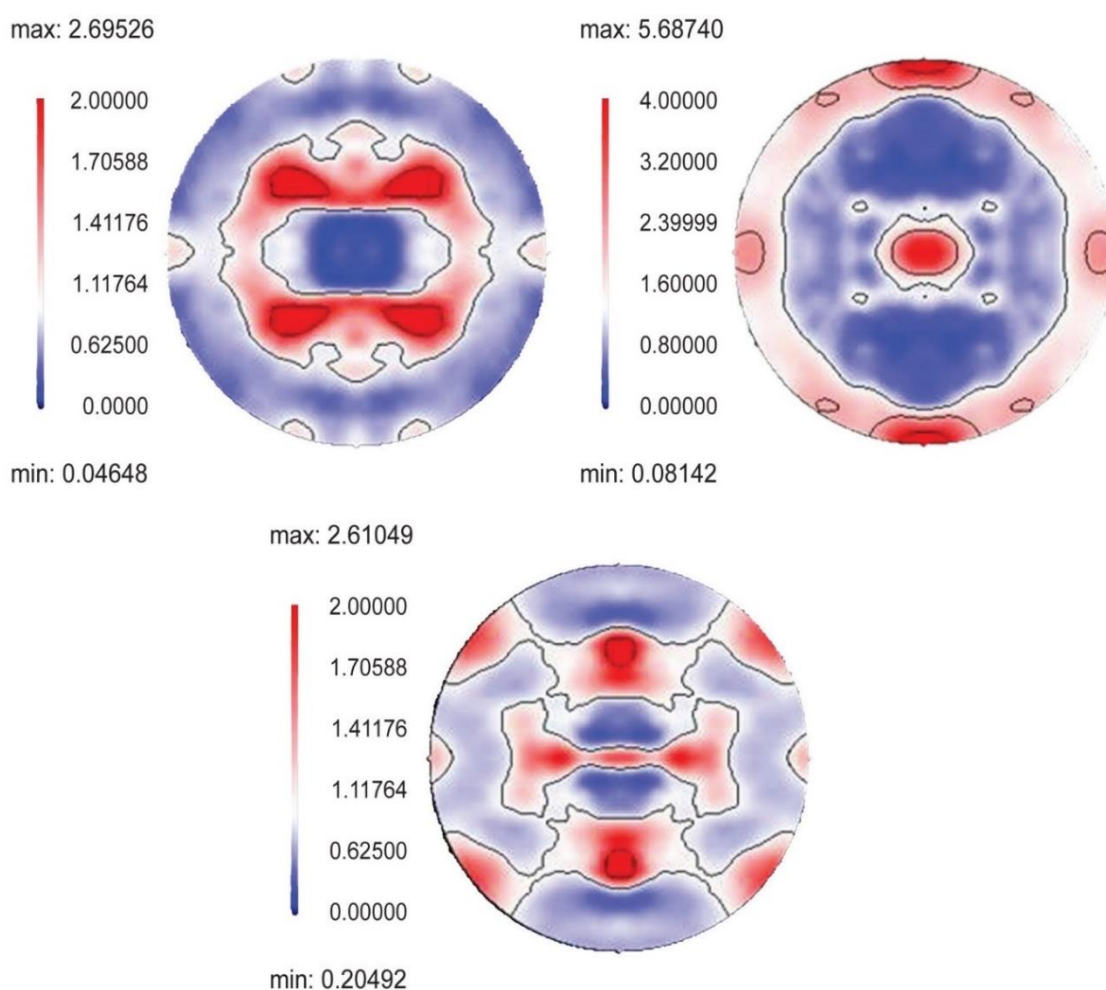


Рисунок 1.8 – Типичный вид прямых полюсных фигур [14]

Для понимания того, как можно извлечь необходимую информацию из прямых полюсных фигур, рассмотрим кристалл внутри сферы (рисунок 1.9). В случае гранецентрированного кристалла используем линии нормальной

кристаллографической плоскости $\langle 100 \rangle$ и пересекающие сферу в определенных точках. Для описания обычно используются только проекции точек, лежащих в северном полушарии сферы.

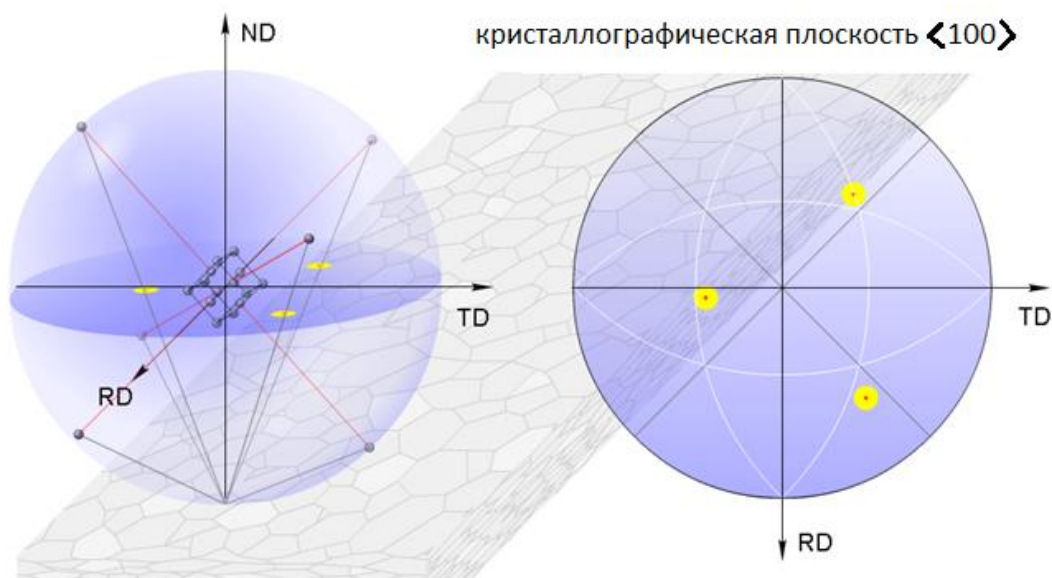


Рисунок 1.9 – Проекция кристаллографической плоскости $\langle 100 \rangle$ [13] на сферу

Существуют специальные справочники, описывающие расположение идеальных текстурных компонент на кристаллографических проекциях. Все кристаллиты, которые проецируют точки, окружающие идеальные ориентации, обычно приписываются к ней (рисунок 1.10).



Рисунок 1.10 – Принцип определения текстурных компонент на полюсной фигуре [13]

Можно использовать нормали к другим кристаллографическим плоскостям, например $\langle 111 \rangle$ (Рисунок 1.11). Однако все основные принципы аналогичны тем, что применяются при работе с $\langle 100 \rangle$.

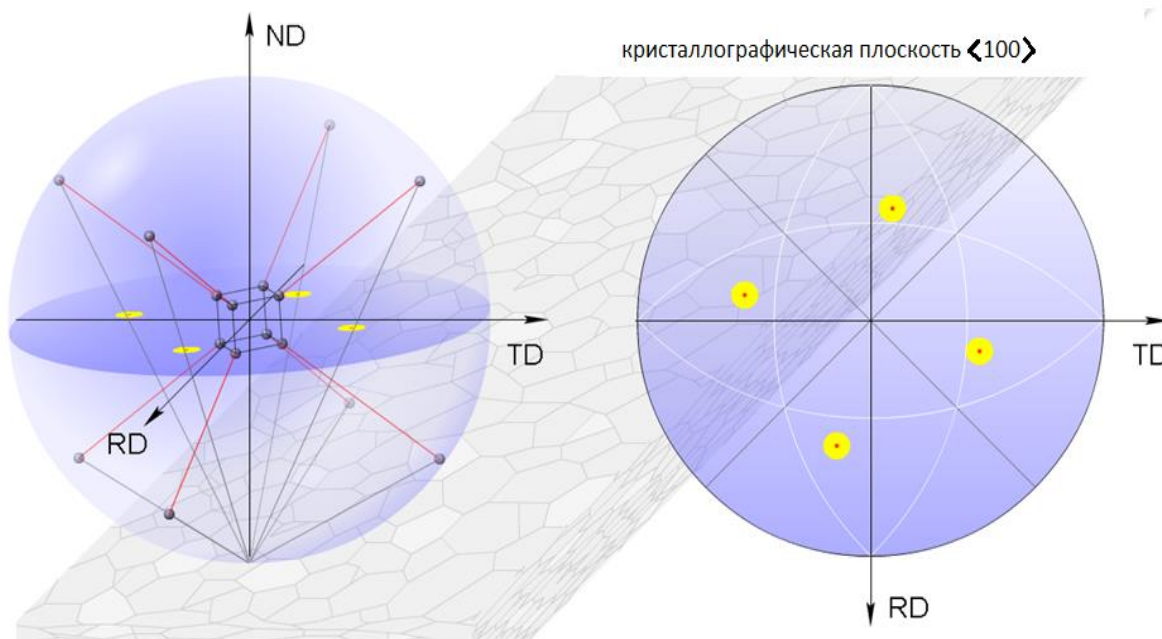


Рисунок 1.11 – Проекция кристаллографической плоскости $\langle 111 \rangle$ на сферу [13]

На практике, чтобы судить о тех или иных текстурах, используют гномометрические проекции трех или четырех плоскостей. В последние 20 лет стал распространенным другой способ представления информации, а именно с использованием пространства Эйлера. Его можно построить, используя упомянутые выше углы φ_1 , Φ , φ_2 как оси. Затем, используя специальные статистические методы [15, 16], можно построить распределение ориентировок отдельных кристаллов (поликристаллического металлического тела) внутри этого пространства. Ввиду того, что анализ пространства Эйлера в трехмерном виде довольно сложен, используют последовательность двухмерных сечений по плоскости φ_1 , Φ с шагом 5° . Такие изображения обычно называются функциями распределения ориентировок (рисунок 1.12).

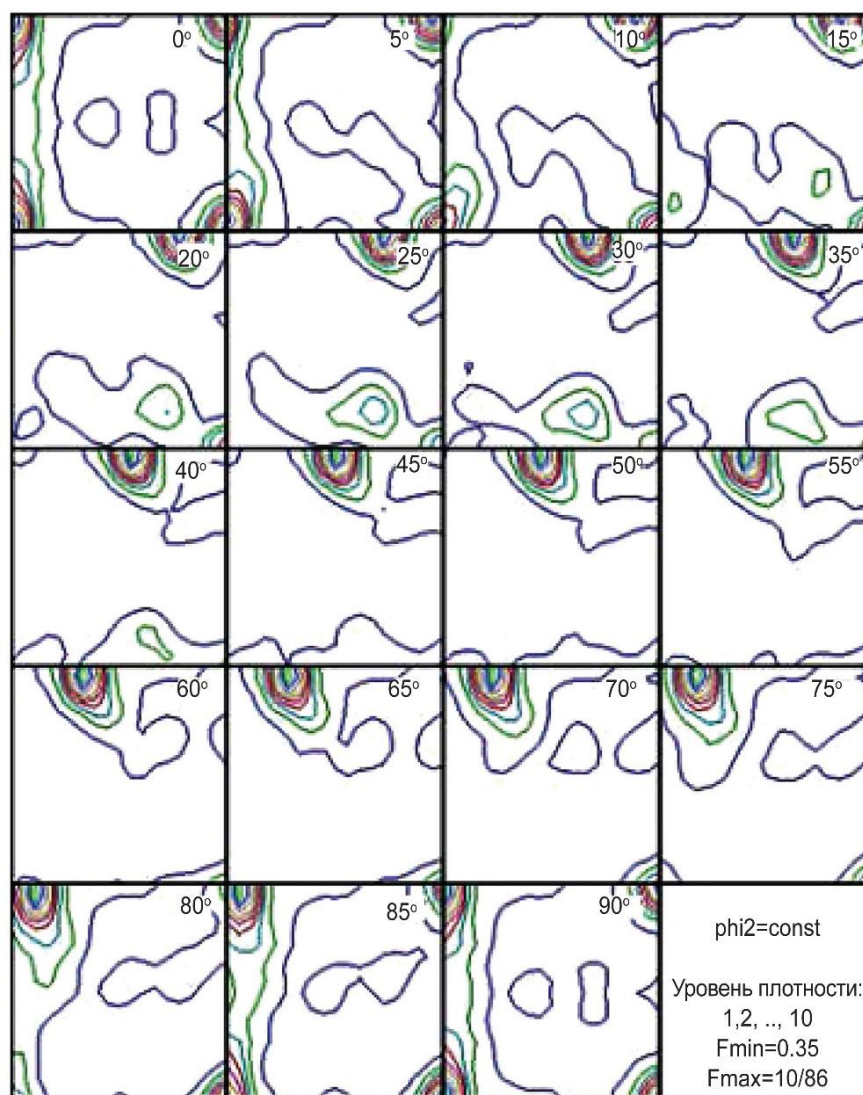
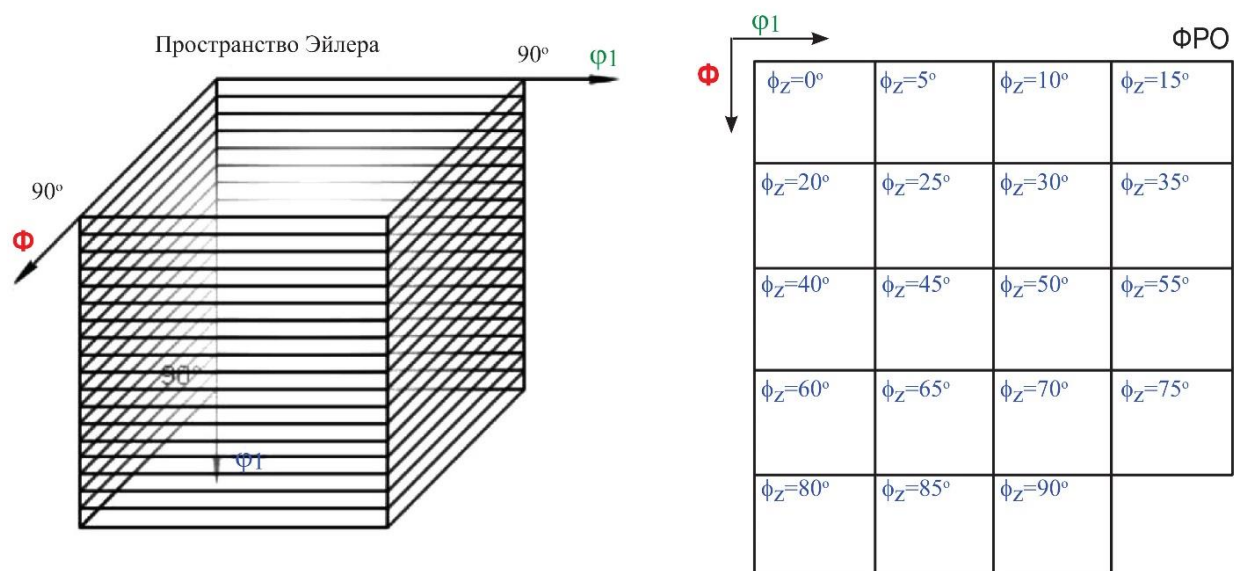


Рисунок 1.12 – Использование пространства Эйлера для представления результатов текстурных исследований [13]

Таким образом, основными способами представления текстурной композиции являются данные рентгеноструктурного анализа в виде ППФ и ОФД.

1.3 Формирование текстур в условиях плоской деформации

Как уже отмечалось ранее, при деформационном воздействии происходит разворот кристаллитов по направлению действия силы с последующим скольжением по определенным плоскостям. В поликристаллическом теле для осуществления пластической деформации должно быть задействовано одновременно пять плоскостей скольжения [17]. Основным критерием, по которому задействуются те или иные плоскости скольжения, является минимум затрачиваемой на него энергии. Конкретный набор плоскостей определяется типом кристаллографической решетки и силой Пайерлса (1.1) [18]:

$$\tau_{PN} = Ge^{-2\pi W/b}, \quad (1.1)$$

где $W = \frac{a}{1-\nu}$ – ширина дислокации;

G – модуль сдвига;

a – межплоскостное расстояние;

b – межатомное расстояние.

Согласно выражению, разработанному Р. Пайерлсом и усовершенствованному Франком Набаром, скольжение будет наиболее энергетически выгодно по наиболее плотноупакованным семействам плоскостей. Дополнительную способность к скольжению получают семейства с максимальным межплоскостным расстоянием. Еще одним важным фактором, определяющим конкретный набор плоскостей скольжения, является напряженное состояние.

Развитие текстуры при плоской схеме деформации алюминиевых сплавов подчиняется закономерности последовательности формирования текстур и может быть проиллюстрировано через пространство углов Эйлера двумя линиями, называемыми в литературе α - и β -фибера [5] (рисунки 1.13, 1.14).

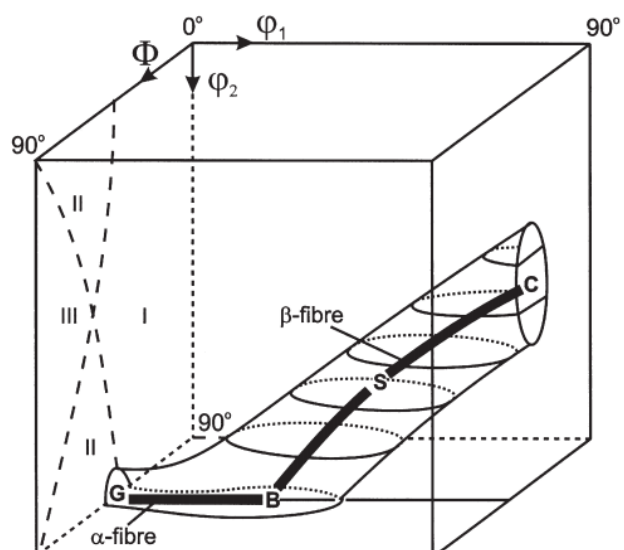


Рисунок 1.13 – Пространство углов Эйлера и кривые α - и β -фибера [5]

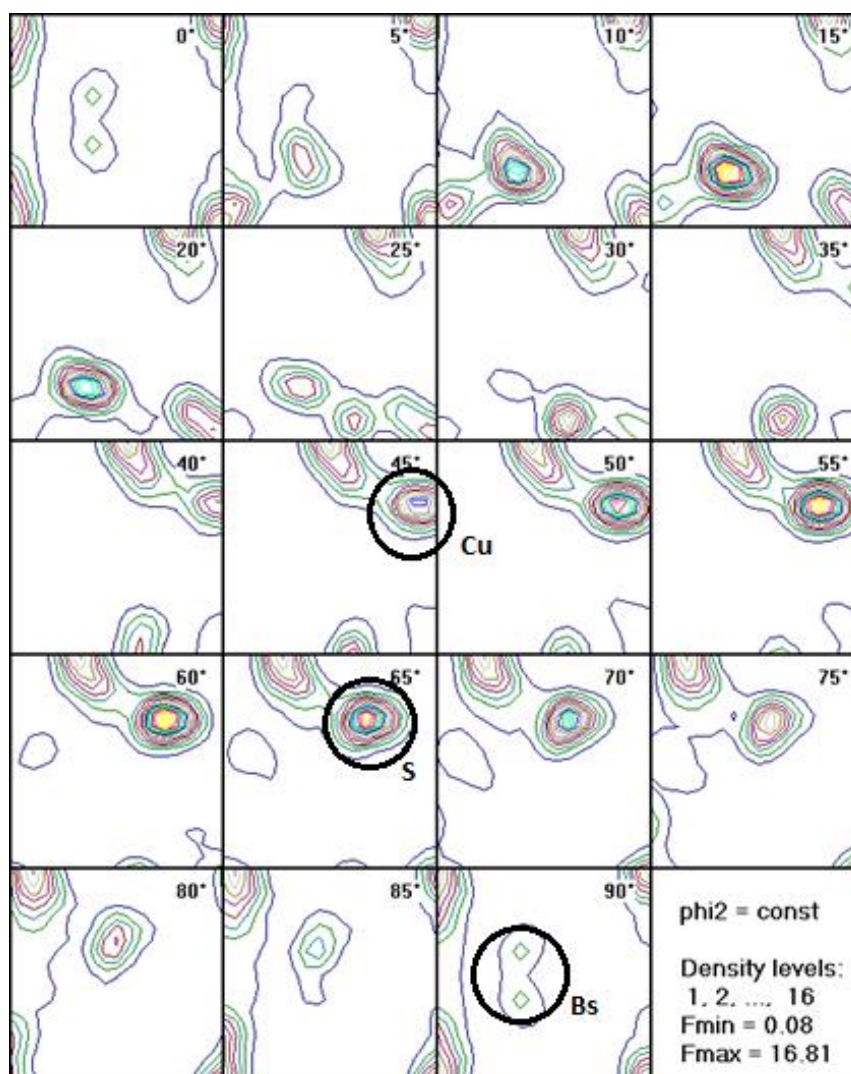


Рисунок 1.14 – Текстурные компоненты деформации, характерные для алюминиевых сплавов, а именно Bs, S и Cu [19]

Исследования [20, 21, 22] показывают, что при плоской деформации алюминиевых сплавов сначала формируется текстура Госса $\{110\}$ (G). Данная текстура, однако, после суммарной деформации более 60 % начинает подавляться другими компонентами. В основном это текстуры латуни (B) $\{110\}\langle 112 \rangle$ (B) $\Phi = 45^\circ$, $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 = 35^\circ$, текстуры типа (C) $\Phi = 35^\circ$, $\varphi_1 = 45^\circ$, $\varphi_2 = 90^\circ$, $\{123\}\langle 634 \rangle$ и текстуры типа (S) $\Phi = 37^\circ$, $\varphi_1 = 63^\circ$, $\varphi_2 = 59^\circ$ $\{112\}\langle 111 \rangle$. При увеличении деформации объем последней постоянно растет. По всей видимости, процесс «подавления» текстур происходит из-за того, что первоначальные плоскости скольжения «забиваются» дислокациями и скольжение по ним становится невозможным. Это объясняет, почему при добавлении легирующих элементов начинают появляться другие типы текстур [22, 23]. Легирование снижает энергию дефекта упаковки, что, в свою очередь, уменьшает возможность металла к деформации путем скольжения. Поэтому традиционные плоскости при меньшей степени деформации становятся непригодными для дальнейшей деформации. В результате этого в ГЦК-металлах начинают задействоваться такие плоскости, как $\{111\}\langle 112 \rangle$ $\Phi = 55^\circ$, 45° , $30/90^\circ$. Поэтому на практике алюминиевые сплавы после горячей, а затем и холодной плоской деформации по плоской схеме содержат достаточно много различных текстур. Однако наибольшая доля текстурных компонент даже в легированном металле после плоской деформации принадлежит к текстурам β -фибера. Кроме того, легирование может сильно изменять количественное распределение компонент β -фибера. Например, при добавлении лития в заготовки после горячей плоской деформации начинают доминировать компоненты текстуры латуни [24–26].

Таким образом, текстуры деформации в алюминиевых сплавах формируются согласно определенным закономерностям. Сначала развиваются текстурные компоненты, лежащие на α -линии в пространстве углов Эйлера, затем – лежат на β -линии.

1.4 Формирование текстур рекристаллизации в алюминиевых сплавах

В деформированном металле при нагреве до температуры рекристаллизации возникает новая текстура. Она может как частично копировать уже существующую ранее, так и быть абсолютно новой. Это происходит потому, что деформированные зерна, обладавшие текстурой старого типа, заменяются на рекристаллизованные зерна, обладающие собственной текстурой. При этом установлено, что ориентировка новых зерен будет точно соответствовать ориентировкам их зародышей, существовавших до начала рекристаллизации. Современная наука говорит о том, что возникновение новой текстуры из ниоткуда невозможно [3, 5, 27].

Кроме того, существенным фактором, влияющим на эволюцию текстуры в алюминиевых сплавах, является ориентация зерен относительно друг друга. Многочисленные экспериментальные и теоретические исследования показали, что для наиболее интенсивного роста разориентировка нового зерна относительно старой матрицы должна быть $40^\circ <111>$ ($<111>$ – означает ось, относительно которой необходимо поворачивать решетку новой матрицы, чтобы она совпала со старой). Под таким углом наблюдается максимальная неравновесная энергия большеугловых зеренных границ. Таким образом, для активизации их движения требуется гораздо меньше энергии, а скорость их перемещения значительно выше [28, 29, 30].

Рассмотрим основные типы текстур, возникающие при рекристаллизации алюминиевых сплавов. Во-первых, это кубические текстуры. Они имеют два основных источника, сохранившихся после деформации зерна кубической ориентации [31], и кубические полосы внутри деформированной текстуры [32, 33, 34]. Кубическая текстура, с одной стороны, характеризуется повышенной устойчивостью к развороту в ходе деформации, с другой стороны, ее ориентация к текстуре β -фибера составляет $40^\circ <111>$, что дает дополнительные преимущества при росте [35]. В горячекатаном или отожженном состоянии

кубическая текстура, как правило, занимает не менее 40 %, а иногда является доминирующей [36–38].

В работе [39] показана связь ориентированного роста с количеством дисперсоидов, которое зависит от типа ориентировки.

Во-вторых, это уже упомянутые текстуры деформации. Их источником являются субзерна, находящиеся на границах зерен старой алюминиевой матрицы с ориентировками текстур деформации. Из подобных зародышей вырастают кристаллиты, имеющие почти идентичную ориентацию с предыдущими текстурами деформации [40–43].

Кроме того, в металлах, в которых много легирующих элементов, нерастворимых в алюминиевой матрице, а следовательно, и мелкодисперсных частиц второй фазы, затрудняющих скольжение, образуется много полос сдвига [44, 45]. Данные полосы довольно устойчивы при дальнейшей деформации, а кроме того, имеют близкие к $40^\circ \langle 111 \rangle$ соотношения с текстурами β -фибера. По такому механизму развиваются в основном текстурные компоненты Q, P и G [46].

Однако одним из самых распространенных механизмов появления зародышей новых зерен является так называемый PSN-механизм. Он проявляется, когда в металле есть интерметаллидные частицы. Как уже описывалось ранее, такие частицы будут при деформации собирать вокруг себя дислокации. Высокая плотность дислокаций ведет к тому, что при полигонизации в результате аннигиляции и перегруппировки частиц возникнут субзерна, имеющие высокую разориентацию. Дальнейшее протекание полигонизации будет способствовать появлению большеугловых границ по механизму, описанному в [47]. Логично предполагать, что зона около частиц будет содержать больше дислокаций, следовательно, и более высокую разориентировку субзерен. Таким образом, шансы на возникновение большеугловых границ повышаются [48]. Крупная частица в ходе деформации будет накапливать большее число дислокаций, чем мелкая. Поэтому шанс появления зародышей выше именно у большой частицы. В то же время при повышении степени деформации размер частицы, способной индуцировать рост нового зерна, снижается.

Отметим, что зародыши, образовавшиеся около частиц второй фазы, обладают собственной кристаллографической ориентацией лишь в монокристаллах [46, 48], хотя в некоторых локальных областях поликристаллического тела зёрна, зародившиеся по PSN-механизму, могут давать локальную текстуру. Однако в целом она не будет иметь каких-либо ярко выраженных компонент [3, 49].

Из анализа видно, что при рекристаллизации ориентация вновь образующихся зерен будет совпадать с той, что имели микрообъемы, из которой данные зерна развивались. Данные микрообъемы представлены в основном субзернами, которые располагаются на большеугловых границах. Как правило, наибольшее преимущество к росту получают субзерна, имеющие кубическую ориентацию за счет энергетически выгодного расположения относительно текстуры β . Кроме того, на крупных интерметаллидных частицах также могут образовываться зародыши новых зерен, имеющие случайную ориентацию.

1.5 Основные факторы, влияющие на процесс рекристаллизации, и методы их расчета

Таким образом, для управления эволюцией структуры необходимо контролировать процесс рекристаллизации. Протекание рекристаллизации во многом определяет количество зародышей и скорость движения большеугловых границ [3]. Критический радиус зародыша (любого типа), способного к дальнейшему росту, подсчитывается как (1.2) [17]:

$$r^* = \frac{2\gamma_B}{P_D}, \quad (1.2)$$

где P_D – движущая сила рекристаллизации;

γ_B – необходимая энергия большеугловых границ.

Движущую силу рекристаллизации можно рассчитать как

$$P_D = \frac{\rho G b^2}{2} + \frac{k\gamma_{SB}}{\delta}, \quad (1.3)$$

где k – коэффициент, учитывающий геометрию (обычно принимают равным 3);

G – скорость миграции границ зерен;

b – вектор Бюргерса;

ρ – плотность дислокаций;

δ – размер субзерна;

γ_{SB} – необходимая энергия малоугловых границ.

Для определения среднего размера субзерна при горячей обработке алюминиевых сплавов обычно используется широко распространенный подход [50, 51]:

$$\delta_{ss}^{-m} = A + B \ln Z, \quad (1.4)$$

где δ_{ss} – размер субзерна;

Z – параметр Зинера – Холломона;

m, A, B – эмпирически определяемые коэффициенты.

Таким образом, движущая сила рекристаллизации во многом определяется плотностью дислокаций. Последний параметр при горячей деформации напрямую зависит от размеров субзерна.

Кроме того, все субзерна размером больше критического будут играть роль зародышей новых зерен. Поэтому для контроля процесса рекристаллизации и формирования текстуры необходимо управлять размером субструктуры. Для этого, в свою очередь, необходимо понимать, как на ее размеры влияют температурно-скоростные режимы обработки того или иного сплава.

Движения межзеренных границ определяются как

$$G = M * (P_D - P_Z), \quad (1.5)$$

где P_D – движущая сила рекристаллизации;

M – межзеренная мобильность;

P_Z – тормозящая сила рекристаллизации.

Еще один параметр, который важно контролировать при управлении скоростью движения межзеренных границ, это тормозящая сила рекристаллизации:

$$P_Z = \frac{3\gamma_B F_V}{r_D}, \quad (1.6)$$

где F_V – объемная доля частиц второй фазы;

r_D – средний размер частиц.

Мобильность межзеренных границ можно найти по формуле:

$$M = M_0 \exp\left(\frac{Q_{GB}}{RT_{\text{отж}}}\right), \quad (1.7)$$

где M_0 – базовое значение подвижности границы зерен, на которую влияет количество примесных атомов, поэтому для каждого сплава оно имеет разные значения;

Q_{GB} – энергия активации движения границы зерна, также зависящая от типа сплава.

Таким образом, для контроля процесса рекристаллизации, а следовательно, формирования текстуры, необходимо знать, как размер субзерна и мольность межзеренных границ зависят от режимов термомеханической обработки. Кроме того, необходимо знать энергию активации движения зерен для того или иного сплава и количество интерметаллидных мелкодисперсных частиц.

1.6 Методы моделирования эволюции кристаллографической текстуры при горячей деформации и рекристаллизации алюминиевых сплавов

Существует большое количество отечественных и зарубежных работ, посвященных исследованию эволюции текстуры при термомеханической обработке в процессах с плоской деформации [52–103]. Однако в основном они посвящены в основном сплавам с высоким содержанием магния группы 5XXX и марганца (3XXX). В то же время даже для этих групп отсутствуют сведения о таких физических основах формирования кристаллографической структуры, как влияние температурно-скоростных режимов термомеханической обработки на мобильность межзеренных границ, размер субструктуры и механические

свойства. Кроме того, отсутствует универсальная для всех групп алюминиевых сплавов мезомодель, позволяющая рассчитывать эволюцию кристаллографической текстуры при их термомеханической обработке.

Отметим, что согласно современной классификации, предложенной такими отечественными учеными, как В.Е. Панин и В.П. Трусов [104–113], физические процессы, происходящие в металле, и описывающие их модели разделяются на три уровня, а именно макро-, мезо- и микроуровень. На макроуровне рассчитывается общее пластическое течение тела и распределение напряжений и деформаций в нем. Мезоуровень подразумевает расчеты в зеренном и субзеренном масштабах. Значения напряжений и деформаций, необходимых, например, для определения плоскостей скольжения, задействованных в том или ином кристаллите, определяются на макроуровне. Микроуровень предполагает расчеты на уровне дислокаций и других дефектов металлического строения.

Необходимо отметить, что при использовании моделей в реальных промышленных системах микроуровень задействовать очень сложно, так как подобные модели весьма затратны для вычисления. В то же время особенности моделирования процессов деформации на макроуровне хорошо изучены и изложены такими отечественными и зарубежными авторами, как Г.Я. Гун, В.П. Трусов, Г. Рове и многие другие [110, 114–120]. При этом список приведенных работ далеко не полный и может быть продолжен. По мнению автора, имеется минимум 100 основополагающих работ, посвященных данной теме, которые ввиду экономии места и того, что работа посвящена другим вопросам, представляется нецелесообразным полностью приводить. И хотя моделирование на макроуровне имеет много не до конца решенных задач, как правило, эти модели имеют высокую точность расчетов напряженно-деформированного состояния при расчетах процессов термомеханической обработки. Кроме того, в последние два десятилетия хорошо зарекомендовали себя многие продукты, которые с помощью метода конечных элементов позволяют эффективно находить распределение напряженно-деформированного

состояния и температурного поля в ходе термомеханической обработки алюминиевых сплавов.

Поэтому текущий анализ будет посвящен моделям, применяющимся на мезоуровне. Отметим, что исследования ведущих отечественных авторов, занимающихся моделированием на мезоуровне, посвящены в основном таким материалам, как медь, железо, никель, сталь [121–125]. Моделирование физических процессов, происходящих при рекристаллизации и деформации, сильно отличается не только для разных металлов, но и для конкретных сплавов, поэтому в данной работе проанализированы в основном исследования, посвященные моделированию физических процессов, происходящих на мезоуровне при термомеханической обработке алюминиевых сплавов. Стоит отметить, что в отечественной литературе практически нет посвященных этому вопросу работ и в основном разработкой подобных моделей для алюминиевых сплавов занимались немецкие, норвежские и некоторые другие европейские ученые. Кроме того, понимание, какой уровень требований знаний о материалах необходим для нормального функционирования мезомodelей, помогает лучше выявить, какие сведения о физических процессах, происходящих при формировании микроструктуры в ходе термомеханической обработки, в настоящее время отсутствуют для различных групп алюминиевых сплавов.

1.6.1 Общее моделирование текстур деформации и тейлоровская модель с полными ограничениями

Как уже упоминалось в разделе 1.4, изменение кристаллографической структуры при рекристаллизации происходит, только если произошло ее формирование в ходе деформации. Поэтому описание методов моделирования начнем с текстур деформации. Как упоминалось во введении, большинство классических подходов к моделированию основаны на системе, разработанной английским ученым Тейлором в 1920-х гг. [126, 127].

Согласно этой теории, деформация в одном монокристалле или в кристаллите, входящем в поликристаллическое тело, происходит в определенных кристаллографических плоскостях и направлениях, образующих системы скольжения. В металлах, имеющих ГЦК-решетку (рисунок 1.15), в том числе и в алюминии, существует 12 возможных систем скольжения.

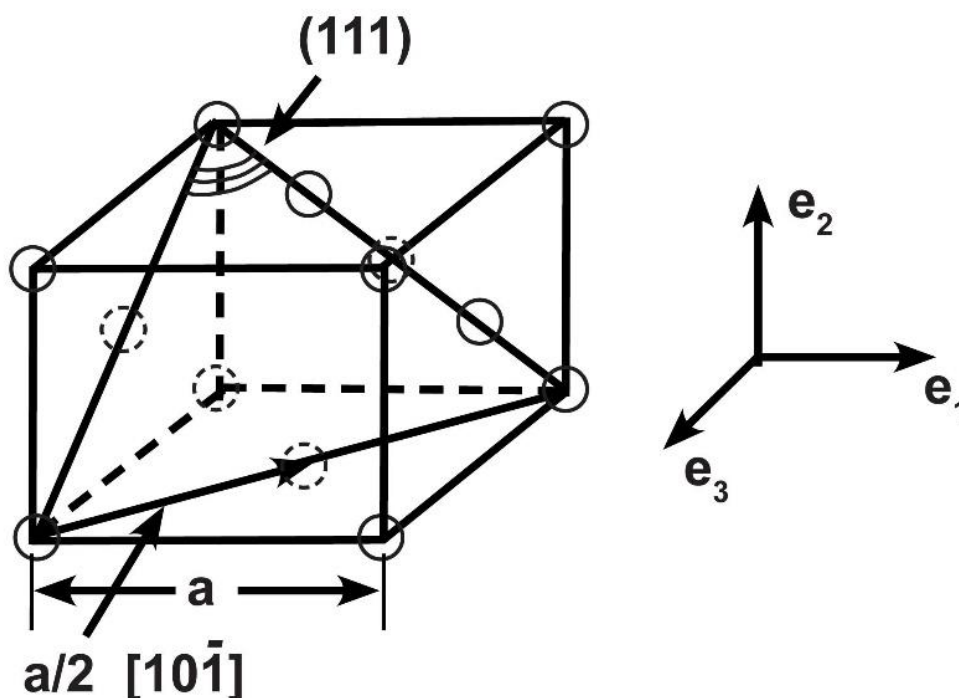


Рисунок 1.15 – Примеры системы скольжения, состоящей из плоскости (111) и направления $[10\bar{1}]$ $10\bar{1}$ $[128]$

В настоящее время существует достаточно большое количество подходов к моделированию формирования текстур деформации, основанных на теории Тейлора. В данном обзоре модели будут представляться в порядке возрастания их сложности. Однако все модели основаны на общем подходе к описанию кинематики деформации кристалла. Подробное описание кинематики можно найти в источнике [130].

Однако наиболее важное допущение всех этих моделей состоит в том, что скольжение не меняет ориентацию кристалла (рисунок 1.16).

Второе утверждение состоит в том, что градиент совокупной деформации кристалла F может быть разделен на две части – упругой деформации F^* и пластической деформации, которая происходит скольжением F^p .

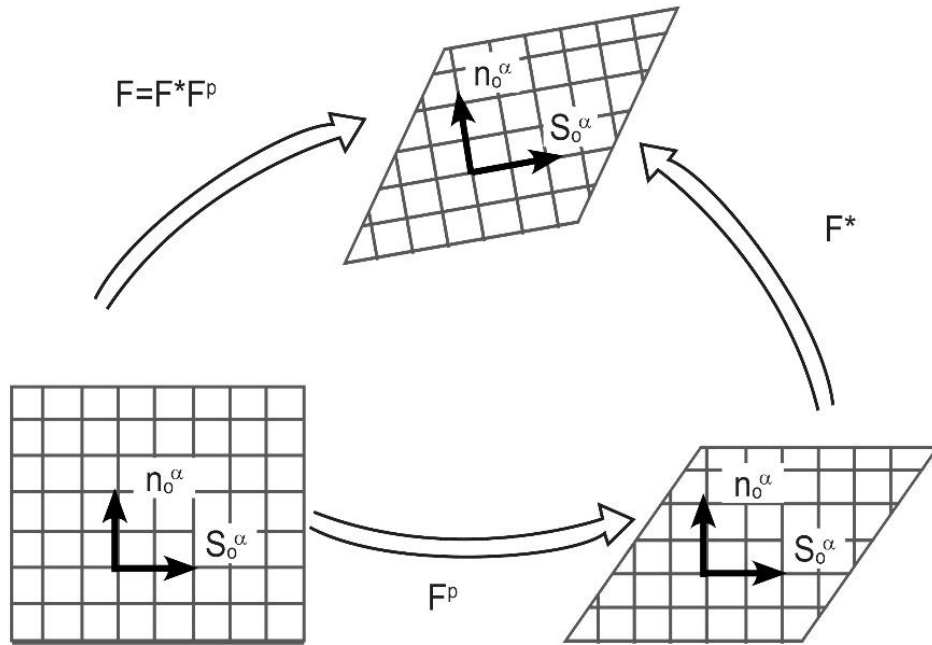


Рисунок 1.16 – Кинематика деформации
отдельного кристаллита [130]

Системы скольжения обозначаются как α , $1 \leq \alpha \leq 12$; если в них имеет место деформация скольжения или сдвига γ_α (которая определяется как относительное перемещение двух плоскостей d относительно друг друга) [130], тогда перемещение, возникающее в результате пластической деформации, можно определить как

$$\bar{u}_\alpha = \gamma_\alpha \left(\bar{n}_\alpha \cdot \bar{X} \right) \bar{s}_\alpha = \gamma_\alpha \left(\bar{s}_\alpha \otimes \bar{n}_\alpha \right) \bar{X}, \quad (1.8)$$

где γ_α – деформация сдвигом;

\bar{s}_α – единичный вектор в направлении скольжения в системе скольжения α ;

\bar{n}_α – единичный вектор в направлении нормали к плоскости скольжения системы скольжения α ;

\overline{X} – вектор, выражающий абсолютное значение перемещения точки;

\otimes – обозначение для диадного произведения двух векторов.

Важное следствие из уравнения (1.8) можно найти в статье [131]:

$$[L] = \dot{E}_{EQ}[K] = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}_{\alpha} [K_{\alpha}] + \dot{E}_{EQ}[R]; \quad (1.9)$$

$$[K_{\alpha}] = \begin{bmatrix} s_{\alpha 1} n_{\alpha 1} & s_{\alpha 1} n_{\alpha 2} & s_{\alpha 1} n_{\alpha 3} \\ s_{\alpha 2} n_{\alpha 1} & s_{\alpha 2} n_{\alpha 2} & s_{\alpha 2} n_{\alpha 3} \\ s_{\alpha 3} n_{\alpha 1} & s_{\alpha 3} n_{\alpha 2} & s_{\alpha 3} n_{\alpha 3} \end{bmatrix}. \quad (1.10)$$

Отметим, что уравнения (1.9) и (1.10) приведены в привязке к координатной системе одного определенного кристаллита:

$[L]$ – градиент скорости изменения перемещения;

$[K]$ – тензор, характеризующий схему деформации;

$[K] = [T][K^S][T]^T$, K^S – характеризует схему деформации в координатной системе конкретного кристаллита, $[T]$ – это матрица для трансформации координат из общей координатной системы деформируемого образца в координатную систему конкретного кристаллита;

$[R]$ – неопределенный тензор скорости вращения.

При идеальных условиях плоскодеформированного состояния или в идеальных условиях прокатки (которые имеют место в центральных слоях плоской широкой полосы при низком коэффициенте трения) имеет место удлинение в направлении прокатки и сжатие в нормальном направлении. Тогда

тензор $[K]$ определяется как $[K] = [T] \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{bmatrix} [T]^T$ (направление прокатки (НП)

обозначим как ось 1, нормальное направление (НН) – как 3); \dot{E}_{EQ} – макроскопическая интенсивность скоростей деформации и $\dot{\gamma}_{\alpha}$ – скорость скольжения в плоскости α .

Замена $\dot{\gamma}_{\alpha}$ на $g_{\alpha} = \frac{\dot{\gamma}_{\alpha}}{\dot{E}_{EQ}}$ ведет к уравнению вида:

$$[T][K^S][T]^T = [K]. \quad (1.11)$$

Уравнение (1.11) выражает математически модель скольжения внутри кристалла с полным ограничением. Основное допущение этой модели состоит в том, что каждый компонент градиента скорости перемещения $[L]$ представлен либо скольжением, либо перемещением в конкретной кристаллической плоскости. В случае поликристаллического материала требуется, чтобы выражение (1.11) выполнялось для всех кристаллитов. В то же время матрица $[T]$ будет задаваться индивидуально для каждого кристаллита.

1.6.1.1 Тейлоровская модель с неполными ограничениями для моделирования эволюции текстур деформации

Дальнейшее улучшение теории с полными ограничениями привело к созданию подхода, основанного на неполных ограничениях. В данном методе не все компоненты тензора градиента перемещений $[L]$ привязаны к конкретным плоскостям скольжения, часть из них остаются свободными. Математическая реализация данного подхода состоит в использовании так называемых «псевдосистем скольжения», которые используются для снятия ограничений. При описании деформации ГЦК-кристалла по-прежнему используется матрица $[K_\alpha]$, однако в данном случае k больше, чем 12, и меньше, чем $12 + n$ (где n – число снятых ограничений). Уравнение (1.11) для теории с неполными ограничениями можно записать в приведенном ниже виде:

$$[T][K^S][T]^T = [K] = \sum_{a=1}^{12+n} g_a [K_a] + [R]. \quad (1.11 a)$$

Снимаемые ограничения сначала задаются в общей системе координат, принадлежащей всему образцу, поэтому для обозначения этого фактора в уравнении используется верхний индекс S . Например, если ограничение снимается по L_{13} , то уравнение (1.11 a) записывается в следующем виде:

$$[K_a] = [T][K_a^S][T]^T = [T] \begin{bmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} [T]^T.$$

Тензоры $[K]$ и $[K_\alpha]$ могут быть представлены в виде симметричной и ассиметричной частей:

$$[A] = \frac{1}{2}([K] + [K]^T);$$

$$[Z] = \frac{1}{2}([K] - [K]^T).$$

Основываясь на этом, уравнения (1.11 и 1.11 а) можно разделить на две части:

$$\begin{aligned} [A_\alpha] \dot{\gamma}_\alpha &= [A]; \\ [R] &= [Z] - [Z_\alpha] \dot{\gamma}_\alpha. \end{aligned} \quad (1.12)$$

Тензоры $[A]$ и $[A_\alpha]$ – симметричные, и сумма их диагональных элементов равна нулю из условия несжимаемости при пластичности. При таких условиях только пять из шести компонент тензора независимы и могут быть представлены как вектор с размерностью 5. Существует несколько типов представления, например в работе [132] $[A]$ представлена в виде пятикомпонентного вектора \bar{a} :

$$\begin{aligned} a_1 &= \frac{(\sqrt{3}+1)A_{22} + (\sqrt{3}-1)A_{33}}{2} \\ a_2 &= \frac{(\sqrt{3}-1)A_{22} + (\sqrt{3}+1)A_{33}}{2} \\ a_3 &= \sqrt{2}A_{23} \\ a_4 &= \sqrt{2}A_{31} \\ a_5 &= \sqrt{2}A_{12} \end{aligned} \quad (1.13)$$

Запись вектора в данном виде делает возможным применение следующего выражения:

$$[A]:[A]' = A_{ij}A'_{ij} = a_p a'_p = \bar{a} \bar{a}'. \quad (1.14)$$

Тогда делается возможным записать выражение (1.14) в векторной форме:

$$\bar{a} = \sum_1^{12+n} \dot{\gamma}_\alpha \bar{a}_\alpha. \quad (1.15)$$

При этом n равно нулю в случае применения подхода с полными ограничениями и больше нуля в случае подхода с частичными ограничениями.

Так как размерность векторов \bar{a} и \bar{a}_α соответствует пяти, возможно выбрать максимум пять линейно независимых векторов \bar{a}_α , формирующих этот базис. Это доказывает утверждение Тейлора, что возможно одновременное скольжение не более чем в пяти системах.

Для того чтобы скольжение могло начаться, касательное напряжение в системе скольжения должно достигнуть определенного критического уровня. Системы, в которых происходит скольжение, должны также отвечать минимуму затрачиваемой на его осуществление энергии деформации. Математическое выражение для этого критерия (фактор Тейлора) согласно [133] можно записать как

$$\tau_a^c \left| \dot{\gamma}_\alpha \dot{E}_{EQ} \right| = \min, \quad (1.16)$$

где τ_a^c – это критическое напряжение, необходимое для начала в системе скольжение в системе α . Выражение (1.16) имеет два недостатка. Первый – оно содержит нелинейную функцию; второй – не позволяет иметь разные значения для критических напряжений при отрицательном и положительном скольжении. Чтобы уйти от этих недостатков, в работе [133] была введена новая величина $\dot{\gamma}_\alpha$, описываемая следующими выражениями:

если $\dot{\gamma}_\alpha \geq 0$ то $\dot{\gamma}_{1\alpha} = \dot{\gamma}_\alpha$ и $\dot{\gamma}_{2\alpha} = 0$;

если $\dot{\gamma}_\alpha \leq 0$ то $\dot{\gamma}_{1\alpha} = 0$ и $\dot{\gamma}_{2\alpha} = -\dot{\gamma}_\alpha$.

При значениях $\dot{\gamma}_\alpha \geq 0$ абсолютная величина критического напряжения в положительном направлении будет $t_{1\alpha}$ и в отрицательном направлении – $t_{2\alpha}$. Тогда фактор Тейлора:

$$t_{h\alpha} \dot{\gamma}_{h\alpha} = \min. \quad (1.17)$$

Если вектор a_α заменить вектором $\bar{a}_{h\alpha}$, определяемым как $a_{1\alpha} = a_\alpha$ и $a_{2\alpha} = -a_\alpha$, то (1.15) может быть представлено как

$$\bar{a} = \sum_{h=1}^2 \sum_{\alpha=1}^{12+n} \dot{\gamma}_{h\alpha} \bar{a}_{h\alpha}. \quad (1.18)$$

Критерий (1.17) и уравнение (1.18) являются стандартной задачей для программирования и довольно легко решаются.

Бишоп и Хилл предложили другое решение данной проблемы. В их случае критическое напряжение используется как неизвестная величина, не превышающая критическое напряжение в системах скольжения, где работа пластической деформации максимальна. Таким образом активируются только те системы, в которых работа пластической деформации максимальна.

Решения, получаемые в подходах Тейлора, могут вести к двусмысленности в получаемых результатах – разные системы скольжения (которые не задействуются в подходе Бишопа – Тейлора) могут одновременно отвечать минимуму энергии деформации. В работах [128, 130] основным способом решения этой проблемы является учет зависимости критических напряжений от скорости деформации, происходящей в кристаллографической системе.

Для создания моделей, способных рассчитывать эволюцию текстур деформации, необходимы условия:

1. Должна быть задана история деформации в форме зависимости градиента перемещений от времени $[L]$ (τ).

2. Должны быть применены методы дискретизации функции распределения ориентировок, для того чтобы задать начальное распределение текстурных компонент.

3. Должны применяться методы, чтобы избежать двусмысленностей в ходе решения с использованием методов как полных, так и частичных ограничений. Подходами для избегания двусмысленности могут быть как случайный выбор из всех имеющихся решений, так и использование зависимости критических напряжений от скорости деформации в системе скольжения.

4. Должна быть проведена процедура минимизации с использованием уравнений (1.16) и (1.17) для каждого зерна поликристаллического тела.

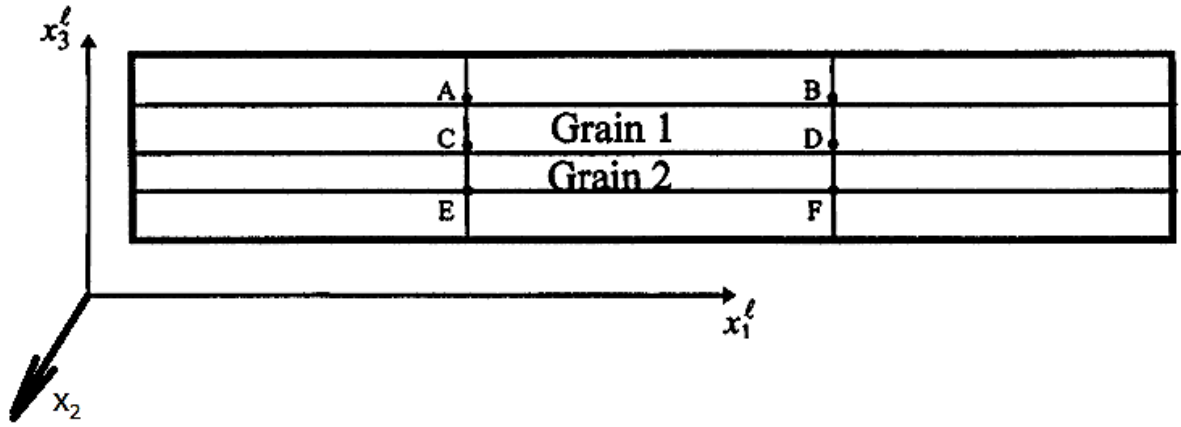
5. Изменение ориентации каждого зерна $[R]$ рассчитывается с учетом второй части системы (1.12), после чего на следующем этапе решения пересчитываются коэффициенты в выражениях (1.16) и (1.17).

6. Действия 4 и 5 повторяются для каждого временного шага.
7. Результаты должны быть представлены в виде ФРО.

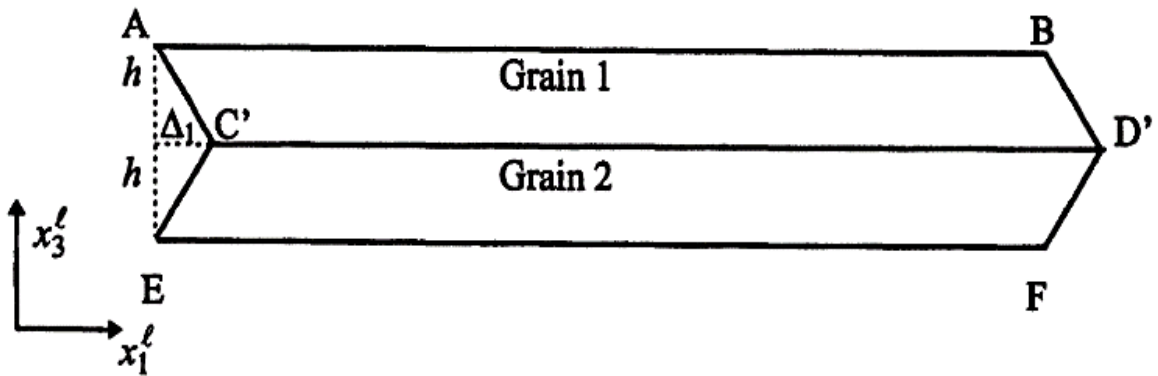
1.6.1.2 LAMEL-, ALAMEL- и GIA-модели для расчета процесса формирования кристаллографической структуры в ходе деформации

Вышеперечисленные подходы имеют основной недостаток, а именно не учитывают никаких особенностей материала, кроме типа его кристаллической решетки. Следующие поколения моделей, а именно LAMEL, ALAMEL и GIA, были созданы для того, чтобы учесть и этот момент.

Главная идея названных моделей [129, 134] заключается в работе одновременно на макроскопическом и микроскопическом уровнях. На микроскопическом уровне рассматривается агрегат, состоящий из 2–8 зерен. В отличие от ранее описанных моделей, деформация в отдельных зернах агрегата не равна деформации в макроскопическом теле. Однако деформация во всем агрегате равна деформации в соответствующей точке макроскопического тела. Проиллюстрируем этот принцип на LAMEL-модели [135]. В ней два зерна рассматриваются на макроскопическом уровне как один агрегат (рисунок 1.17 *a*). Общий объем обоих зерен деформируется в соответствии с теорией с полными ограничениями, и скорости в точках А, В, F и Е определяются согласно ей. Однако компоненты скоростей v_1 и v_2 в точках С и D (лежащих внутри агрегата на границах отдельных зерен) могут не удовлетворять ограничениям этой теории. В результате после деформации картина будет соответствовать той, что представлена на рисунке 1.17 *a*. Сдвиговые компоненты для нижней части зерна будут $\gamma_{13} = \frac{\Delta_1}{h}$, а для верхней $-\gamma_{13}$; то же самое верно для компоненты γ_{12} .



а



б

а – форма зерен до деформации; б – форма зерен после деформации

Рисунок 1.17 – изменение формы зерен при использовании LAMEL-модели [135]

Уравнение (1.11) в случае LAMEL должно быть применено к обоим зернам, при этом каждое зерно будет иметь две скорости скольжения, индивидуальные для каждого зерна. Две скорости скольжения, ответственные за сдвиги 13 и 12, должны быть добавлены в определяющие уравнения:

$$[T^1][K^S][T^1]^T = [K] = \sum_{a=1}^{12} g_a^1 [K_a] + g_{13} [T^1][K_{13}][T^1]^T + g_{12} [T^1][K_{12}][T^1]^T + [R]^1; \quad (1.19)$$

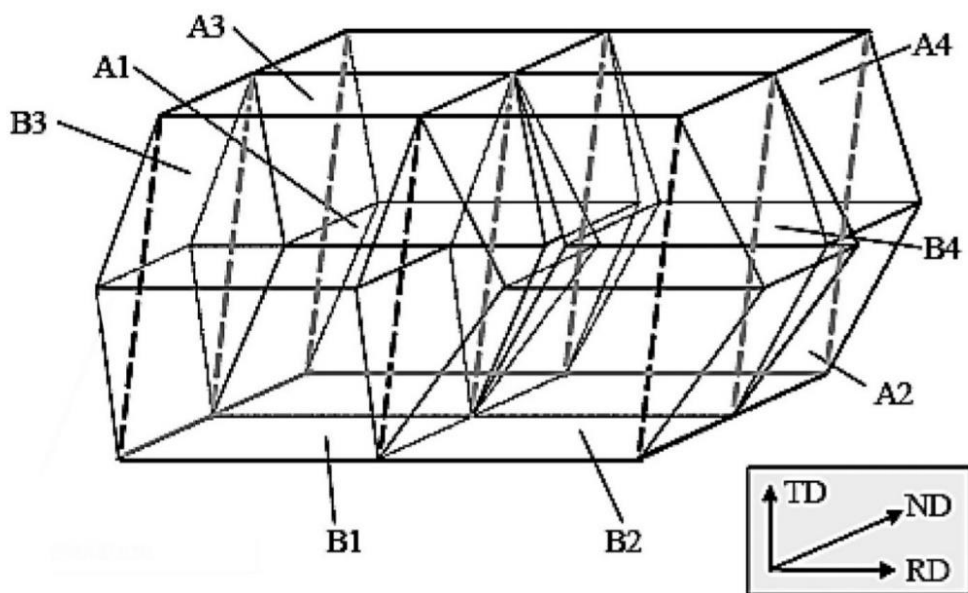
$$[T^2][K^S][T^2]^T = [K] = \sum_{a=1}^{12} g_a^2 [K_a] + g_{13} [T^2][K_{13}][T^2]^T + g_{12} [T^2][K_{12}][T^2]^T + [R]^2; \quad (1.20)$$

$$[K_{13}] = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad [K_{12}] = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}.$$

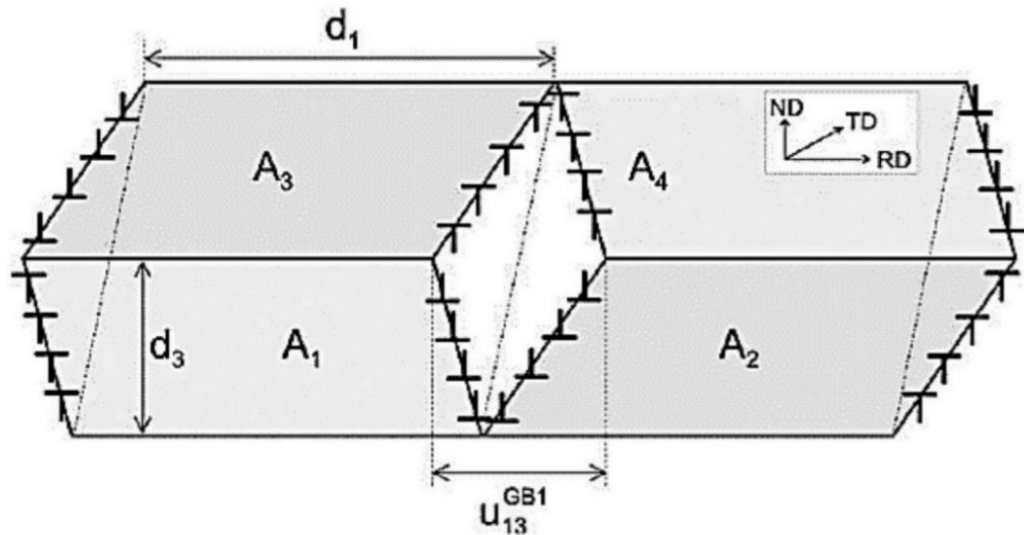
Уравнение (1.19) применяется к верхнему зерну, а (1.20) – к нижнему, где верхний индекс обозначает положение зерна. Переменные g_a^1 и g_a^2 индивидуальны для каждого зерна, в то время как g_{13} и g_{12} – общие. Энергетический критерий и формулировка задачи для программных продуктов, реализующих данную модель, аналогичны обычно применяющимся в подходах с линейными ограничениями.

В описанной выше постановке задачи между зерном агрегатом и окружающим материалом может возникнуть несоответствие. Например, в области AEC' на рисунке 1.17 *a*, если число зерен в агрегате больше 3, несоответствие может возникнуть непосредственно и между ними. Эта проблема разрешается в более сложной GIA-модели [146] (рисунок 1.18), где агрегат составлен из 8 зерен.

Деформация в таком агрегате должна удовлетворять деформации в конкретной точке макроскопического тела. Макроскопическая деформация показана пунктирными линиями на рисунке 1.18. Таким образом, здесь будут 12 неизвестных систем скольжения для каждого зерна m . Так как зерен m 8, то это приводит к появлению 96 неизвестных систем скольжения во всем агрегате. Кроме того, вводятся псевдосистемы скольжения $A1 - A3$, $A2 - A4$, $B1 - B3$, $B2 - B4$, таким образом увеличивая число неизвестных.



a



б

а – 8-зеренный агрегат в трехмерном виде; б – двухмерное сечение 8-зеренного агрегата (для объяснения концепции GN-дислокации) [136]

Рисунок 1.18 – 8-зеренный агрегат для GIA-моделирования

1.6.1.3 Влияние температурно-скоростных режимов деформации на напряжения, возникающие при пластическом течении металла

Как видно из раздела 1.6.1, эволюция текстуры напрямую зависит от возникающих на макроскопическом уровне напряжений, поэтому в ходе деформации их очень важно контролировать на макроуровне. При горячей деформации алюминий очень быстро достигает стадии динамического возврата, когда установившиеся напряжения течения перестают зависеть от накопленной деформации. После этого на напряжения течения влияют лишь температурно-скоростные условия деформации. Обычно связь между установившимся напряжением и обобщенным параметром Зинера – Холломона Z выражается через гиперболический синус пиковых напряжений σ_m [139]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\text{sh}(\alpha \sigma_m)]^n. \quad (1.21)$$

Соответственно, сами напряжения σ_m определяются выражением

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsch} \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right). \quad (1.22)$$

В (1.21) и (1.22) A , α , n – константы исследуемого материала, подлежащие определению из данных экспериментов.

Отметим, что обратный гиперболический синус в (1.22) можно представить в иной форме:

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \sqrt{\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1} \right]. \quad (1.23)$$

Таким образом, для прогнозирования эволюции текстуры необходимо знать и то, как параметры термомеханической обработки влияют на установившиеся напряжения течения в том или ином сплаве.

1.6.1.4 Феменологическая модель формирования текстур деформации

Как сказано в разделе 1.6.1.2, подходы, основанные на кристаллографической пластичности, не всегда хорошо применимы для многоступенчатой термомеханической обработки. Намного лучшие результаты в моделировании таких процессов могут быть достигнуты использованием подходов, основанных на создании эмпирических моделей, основанных на данных промышленных экспериментов. Такие модели были предложены в работах [140, 141, 142]. Экспериментально полученные зависимости β -фибера представлены на рисунке 1.19.

Изменения в объеме β -фибера $f_\beta = (M_\beta - M_{\beta 0}) / (1 - M_{\beta 0})$ могут быть описаны зависимостью Аврами [140]: $f_\beta = 1 - \exp(-k_\beta \varepsilon^{n_\beta})$.

Коэффициенты k_β и n_β можно вычислить, используя, например, зависимости, представленные на рисунке 1.19. $M_{\beta 0}$ и M_β – количество компонент β -фибера до и после холодной деформации; ε – истинная деформация.

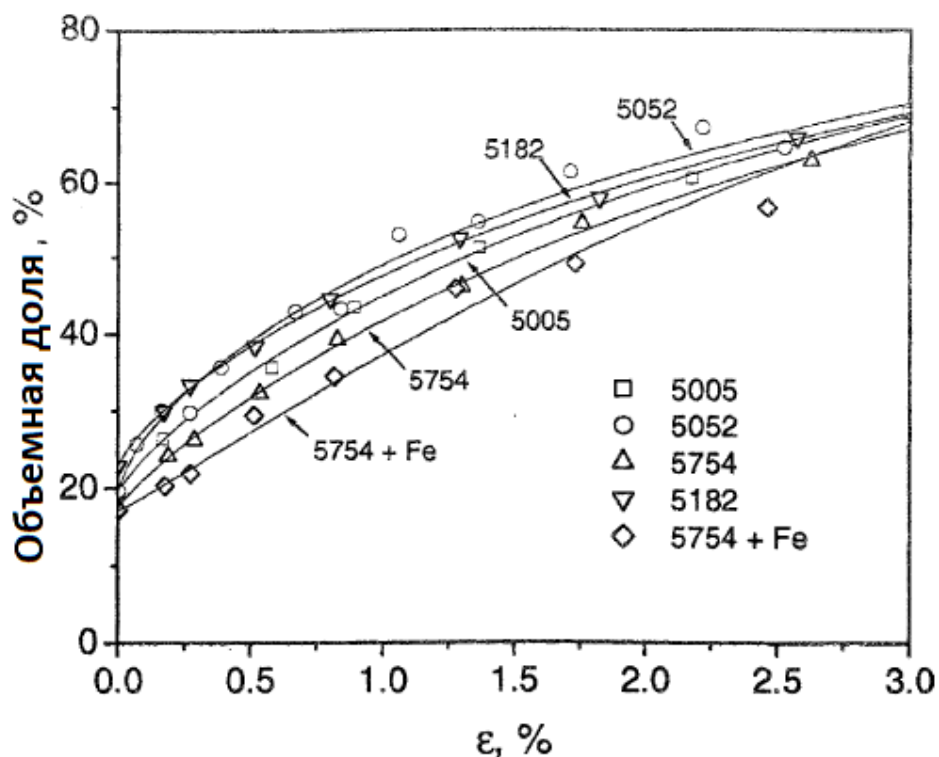


Рисунок 1.19 – Зависимость текстур β -фибера от деформации [156]

Таким образом, количество компонент β -фибера вычисляется по следующей формуле:

$$M_{\beta} = M_{\beta 0} + (1 - M_{\beta 0}) \left(1 - \exp(-k_{\beta} \varepsilon^{n\beta}) \right). \quad (1.24)$$

Ряд авторов прибегает к некоторым изменениям и получает модернизированную формулу Джонсона – Мела – Аврами [141]:

$$f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\varepsilon_b} \right)^n \right], \quad (1.25)$$

где ε_0 – степень деформации, при которой изменение компонентов β -фибера близко к нулю, а коэффициент ε_b рассчитывается по формуле $\varepsilon_b = \frac{-\varepsilon_0}{\sqrt[n]{k}}$.

Изменение текстуры здесь описывается следующим образом:

$$\frac{dM_i}{d\varepsilon} = \frac{M_{i0} - M_f}{\varepsilon_0} \exp \left[-k_i \left(\frac{-\varepsilon_0 + \varepsilon}{-\varepsilon_0} \right)^n \right] n k_i \left(\frac{-\varepsilon_0 + \varepsilon}{-\varepsilon_0} \right)^{n-1}. \quad (1.26)$$

В работе [141] предложена идея, что для моделирования горячей прокатки важнее знать скорость изменения долей отдельных текстурных компонент, чем их абсолютные величины. Этот прием особенно хорошо использовать при моделировании процессов, происходящих в междеформационных паузах. Некоторые примеры зависимостей текстурных компонент от деформации приведены на рисунках 1.20 и 1.21 [141].

Таким образом, тейлоровская модель расчета текстур деформации получила свое развитие сначала в подходе с полными, потом неполными ограничениями, а затем таких методов, как LAMEL, ALAMEL, GIA. Последние позволяют учитывать не только движение плоскостей внутри зерна, но и взаимодействие между различными зернами. Хотя учет такого взаимодействия и повышает точность решения, однако сильно снижает его скорость. Кроме того, «мультизеренные» подходы могут с достаточной точностью рассчитать общую долю текстур деформации. В то же время с конкретным их распределением всегда бывают проблемы.

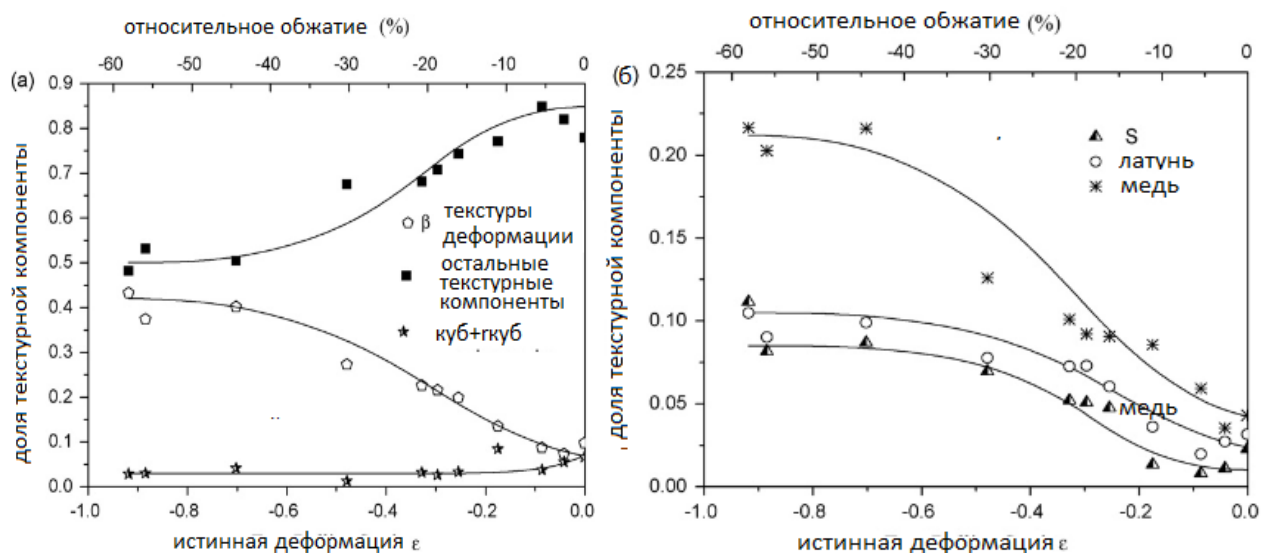


Рисунок 1.20 – Изменение объемов текстурных компонент в сплаве AA5052 при плоской горячей деформации [141]

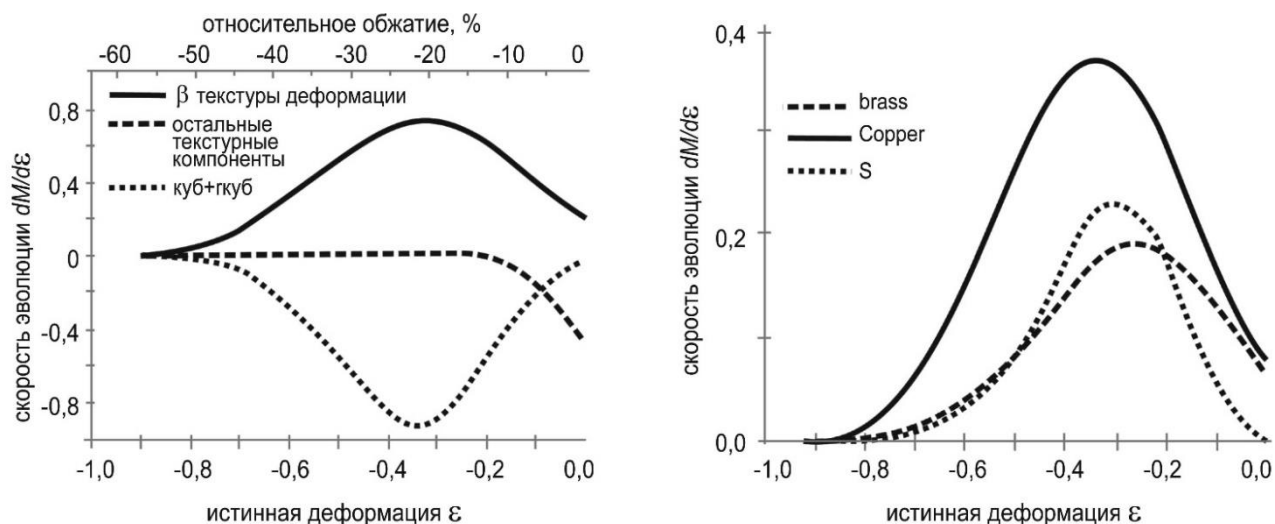


Рисунок 1.21 – Скорость изменения текстурных компонент при плоской горячей деформации AA5052 [141]

1.6.2 Методы моделирования формирования текстур рекристаллизации в процессах термомеханической обработки алюминиевых сплавов

1.6.2.1 Основные подходы к моделированию формирования текстур рекристаллизации

Первые попытки моделировать рекристаллизацию как таковую были предприняты в 1930-е годы [143–146]. Предложено уравнение, описывающее кинетику рекристаллизации и получившее название Аврами, которое в той или иной форме используется в многочисленных исследованиях:

$$X_v = 1 - \exp(-Bt^n), \quad (1.27)$$

где n – константа, которая возникает при выводе уравнения;

$$B = \frac{f \dot{N} \dot{G}^3}{4}, \quad (1.28)$$

где f – константа, учитывающая размерность;

\dot{N} – скорость зарождения новых зерен;

\dot{G} – скорость роста данных зерен. Предполагается, что она учитывает размерность среды, для которой происходят моделирование и скорость

зарождения зерен. Например, эта константа равна 4 для трехмерного пространства. Если предполагается, что все зародыши появляются с момента начала рекристаллизации и дальнейшего роста их числа не происходит, то говорят о «насыщении центров рекристаллизации».

Согласно основному допущению, все зародыши равномерно распределены в пространстве и растут с одной скоростью. Это обстоятельство, а также необходимость экспериментов для подбора констант для каждого нового типа сплава и даже конкретного процесса всегда затрудняли использование уравнения Джонсона – Мела – Аврами.

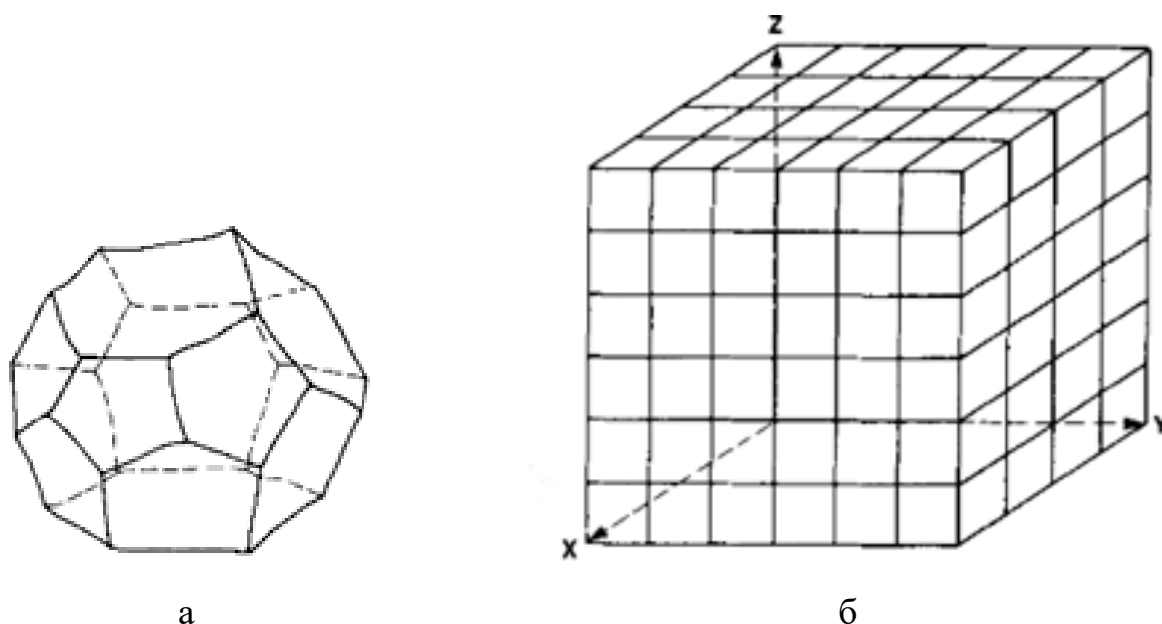
С распространением численных методов появилась возможность не только рассчитывать долю рекристаллизованных зерен, но и предсказывать их форму и размеры. Для решения этой задачи широкое распространение получил подход, предложенный в [147]. В этом случае в некоторой области задается определенное количество зародышей рекристаллизации. Место и время, в котором зародыш начинает свой рост, выбирается случайно. Обычно по известному значению задается появление определенного количества зародышей через каждый временной шаг. В области, где рекристаллизация уже произошла, зародыши появиться не могут. И если точка возникновения зародыша, согласно выбору программы, оказывается на месте уже растущего зерна, то он не появляется. Последнее обстоятельство позволяет гораздо лучше имитировать изменения скорости появления зародышей на последних этапах процесса рекристаллизации. Такой подход стал использоваться в значительной части последующих моделей, которые применяются в том числе для расчетов текстур рекристаллизации [72, 73, 148–149]. В целом этот метод получил название статистического моделирования рекристаллизации. Для моделирования эволюции текстур рекристаллизации в алюминиевых сплавах наиболее часто используются две модели, основанные на статическом подходе. Первая модель связана с именем Э. Вантэ [13, 76], вторая – Г. Готтштайна [134]. Общая черта этих моделей в том, что зародыши новых зерен делятся на разные группы, при этом принцип появления и подсчет количества таких зародышей для каждой модели различен.

Второй подход заключается в создании физических моделей, описывающих движение границ. Как правило, он выполняется на основе дискретизации области на совокупность элементов [96, 150, 151]. Рассмотрим наиболее распространенные методы.

1.6.2.2 Моделирование рекристаллизации и эволюции текстуры с использованием подхода Монте-Карло

Если статистические модели рекристаллизации появились с 1930-х гг., то первые физические модели стали создаваться в 1950-е гг., начало чему положила работа Поттса [152]. В дальнейшем предложенный им метод стал использоваться в более поздних моделях [153, 154] и получил название метода Поттса-Монте-Карло.

В его основе лежит разбиение области на элементы (рисунок 1.22). Каждому элементу присваивается номер, исходя из типа ориентировки, а сам он представляет собой фактически зародыш нового зерна, который находится в стадии, когда у него сформировались большеугловые границы.



а – реальная форма зерна; б – сетка, в которую его интегрируют [154]

Рисунок 1.22 – Разделение области решения на элементы

Затем запускается расчет, в ходе которого разные элементы начинают комбинироваться и поглощать друг друга. Основным механизмом, отвечающим за рост новых зерен и поглощение ими элементов другой ориентировки, является стремление к наиболее энергетически выгодной конфигурации. Для повышения точности расчета элементам можно присвоить дополнительные параметры, например плотность дислокаций.

В настоящее время очень распространен подход, который позволяет работать с полной энергией системы, возникающей из кривизны границ участков с разными ориентациями. Если два элемента имеют одну и ту же ориентацию, то считается, что они лежат в одной границе и не могут поглощать друг друга. Для подсчета полной энергии обычно [153] используют выражение (1.29):

$$H = \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^n \gamma(\theta_{ij}), \quad (1.29)$$

где j – число элементов вокруг рассматриваемой i -й области, имеющей вокруг себя отличную от i ориентировку;

i – число областей;

$\gamma(\theta_{ij})$ – энергия между i - и j -областями.

На каждом шаге расчета элементу дается попытка расширить границы зерен, и если это приводит к уменьшению энергии $\Delta E \leq 0$, то вероятность передвижения границ $P(\Delta E)$ оценивается по выражению (1.30):

$$p_0 = \frac{M(\theta_{ij})}{M_m}, \quad (1.30)$$

где $M(\theta_{ij}) = \gamma(\theta_{ij})$ – реальная (сокращенная) мобильность системы;

M_m – максимальная возможная мобильность системы.

Следует отметить, что в некоторых старых работах [154] при $\Delta E > 0$ вероятность автоматически приравнивалась к единице.

При $\Delta E > 0$ $P(\Delta E) = p_0 \exp(-\frac{\Delta E}{kt})$, таким образом, вероятность перестройки границ снижается. На рисунке 1.23, взятом из работы [153], показаны результаты моделирования эволюции структуры, рассчитанной для кремнесодержащей стали с помощью метода Монте-Карло.

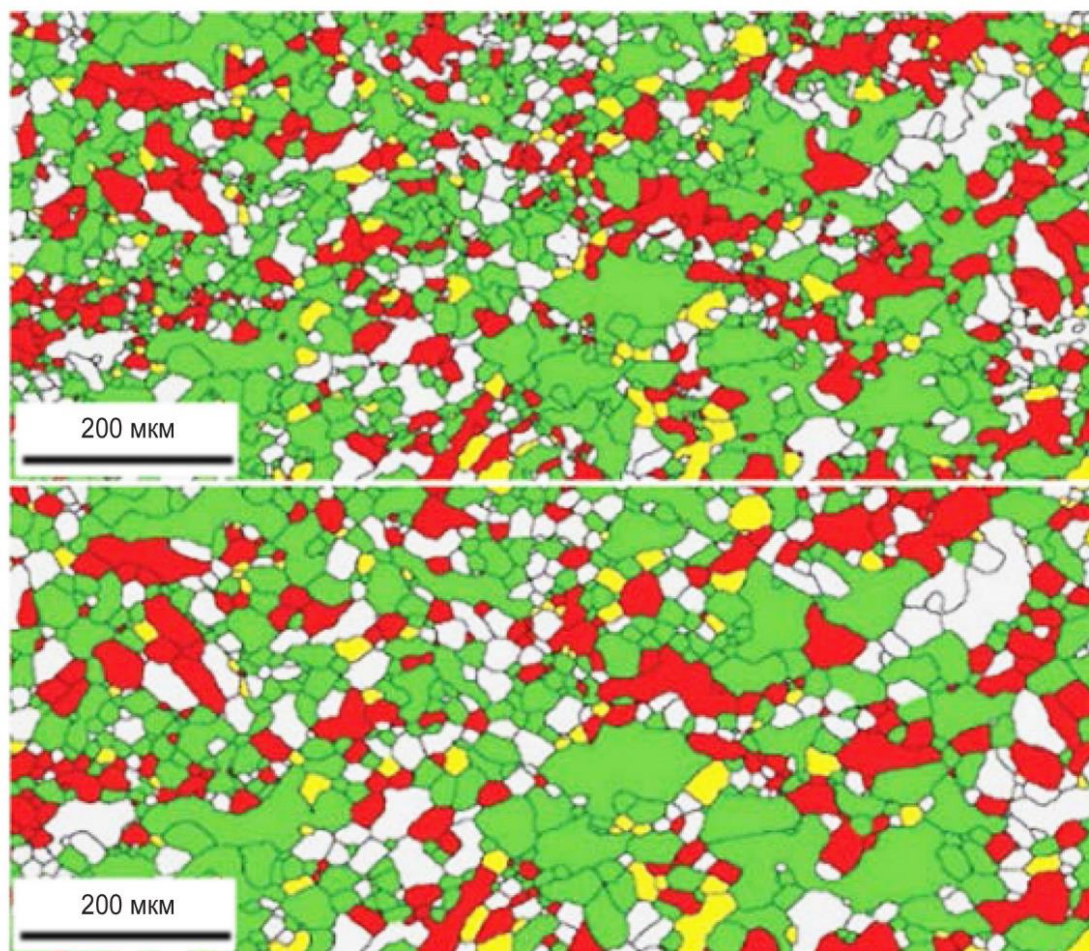


Рисунок 1.23 – Моделирование движения границ зерен, показывающих эволюцию микроструктуры для 800 °С после 2 и 5 мин выдержки [154]

Эксперименты показывают, что данный метод обладает высокой точностью, но, к сожалению, имеет ряд недостатков. Во-первых, в большинстве моделей отсутствует подход к расчету количества новых зародышей; это, в свою очередь, делает необходимым дорогостоящие исследования типа EBSD, хотя в некоторых случаях позволяет непосредственно моделировать рост субзерен и, следовательно, образование зародышей. Во-вторых, даже при небольшом объеме области решения требуется назначение до 2000 ориентировок. Такой метод, несомненно, полезен при изучении физико-механических особенностей роста новой структуры и текстуры в малых объемах, а также для установления и проверки принципиальных закономерностей. В то же время, однако, не годится для моделирования эволюции текстуры в реальных промышленных процессах.

1.6.2.3 Моделирование эволюции текстуры при рекристаллизации с использованием подхода Готтштайна

Модель, развитая под руководством Г. Готтштайна [155–157], предполагает еще более глубокий физический подход. Она основана на вычислении количества текстурных зародышей трех типов. Расчет зародышей осуществляется с помощью упомянутого ранее GIA-подхода к моделированию, в котором ведется расчет 8-зеренного агрегата. В каждом из расчетов начальные ориентировки зерен назначаются случайным образом, и вероятность появления конкретной ориентировки пропорциональна ее доле в исходном материале. Для расчета упрочнения с учетом плотности дислокации используется модель 3IVM. В модели GIA реализован метод решения задачи о деформации частично стесненного поликристаллического тела. В рамках этого метода сдвиг по плоскостям скольжения кристаллита обеспечивает лишь часть компонент тензора деформации. Нескомпенсированные сдвиговые компоненты макроскопического тензора деформации учитываются ростом плотности геометрически необходимых дислокаций (ГНД) (GND). Бестектурная составляющая вычисляется здесь по количеству полос сдвига. Предполагается, что такие объекты возникают при большой разнице между деформациями, получаемыми локальными участками за счет скольжения плоскостей, и макроскопической деформацией, относящейся ко всему агрегату из восьми зерен. То есть на данном участке образуется большая плотность ГНД. При обнаружении такого участка программа предполагает, что в нем присутствуют полосы сдвига. Для определения места, где будет происходить такой процесс, рассчитывают разницу между локальной деформацией ε_{ij}^{relax} в конкретном кристаллите и макроскопической деформацией ε_{ij}^{macr} , используя представленные ниже уравнения (1.31) и (1.32):

$$\varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax(x)} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[\left(\varepsilon_{12}^{macr} - \varepsilon_{12}^{relax} \right)^2 + \left(\varepsilon_{23}^{macr} - \varepsilon_{23}^{relax} \right)^2 + \left(\varepsilon_{31}^{macr} - \varepsilon_{31}^{relax} \right)^2 \right]}; \quad (1.31)$$

$$\varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax} = \sum_{x=1}^{N_{eps}} \left(\varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax}(x) \right). \quad (1.32)$$

Уравнение (1.31) позволяет просчитать разницу в деформациях в конкретном зерне за один шаг. Выражение (1.32) суммирует его по все шагам. Когда величина $\varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax}$ достигает определенного значения, срабатывает триггер, который приписывает к этому участку определенный текстурный зародыш, представленный полосой сдвига. Следующим типом зародышей являются сформировавшиеся субзерна, имеющие определенную ориентацию. Такие субзерна находятся около большеугловых границ и при начале рекристаллизации активизируют свой рост. Критерием наличия такого зародыша является максимально возможное число задействованных в ходе деформации плоскостей скольжения. По мнению авторов, это свидетельствует о формировании устойчивой субструктуры. Такие зародыши будут порождать зерна, имеющие идентичную с ними ориентировку. Следующим типом зародышей являются кубические полосы; их наличие вычисляется по внутренней разориентировке зерен. Если зерна имеют разориентировку больше критической, то считается, что они имеют кубическую полосу внутри себя.

Вычисление всех вышеперечисленных компонент происходит с использованием хорошо известного подхода, представленного уравнением (1.33) и, по сути, заключающегося в вычислении суммы зародышей всех существующих компонент:

$$N_{tot} = N_{rand} + N_{GB} + N_{TB}, \quad (1.33)$$

где N_{rand} – число зародышей со случайной ориентацией;

N_{GB} – число зародышей, возникающих из старых зерен;

N_{TB} – число зародышей, образующихся на кубических полосах.

Число зародышей, появляющихся на полосах сдвига и имеющих случайную ориентировку N_{rand} :

$$N_{rand} = \sum_{i=1}^{N_g^{tot}} \theta \left(\varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax^1} - \varepsilon_{\varepsilon M}^{shear-relax^c} \right). \quad (1.34)$$

$$N_{GB} = \sum_{i=1}^{N_g^{tot}} \theta \left(N_{CLS}^i - N_{CLS}^c \right); \quad (1.35)$$

$$N_{TB} = \sum_{i=1}^{N_g^{tot}} \theta \left(M^i - M^c \right). \quad (1.36)$$

В рамках этой модели роста числа новых зародышей не происходит, а рост общей доли рекристаллизованного объема рассчитывается согласно уравнению Аврами [143, 144]. Скорость роста зерен считается в зависимости от их разориентировки и плотности дислокаций, вычисляемых на предыдущем шаге.

Данная модель была успешно апробирована на примере лабораторной холодной прокатки и отжига и смогла с достаточно высокой точностью предсказать распределение основных текстурных компонент. На рисунке 1.24 показаны построенные с ее помощью функции распределения ориентировок после плоской холодной деформации на 88 % алюминиевого сплава 3104 АА и последующего отжига (рисунок 1.25).

Стоит отметить, что данная модель выгодно отличается от модели Монте-Карло тем, что позволяет с физической достоверностью определять места зародышей и рассчитывать их число фактически, для этого не требуется данных EBSD. Однако для правильного расчета она требует больших вычислительных мощностей, что делает расчеты очень долгими. Поэтому не совсем пригодна в реальных технических системах, реализующих процессы термомеханической обработки алюминиевых сплавов, по крайней мере на сегодняшней стадии развития вычислительной техники.

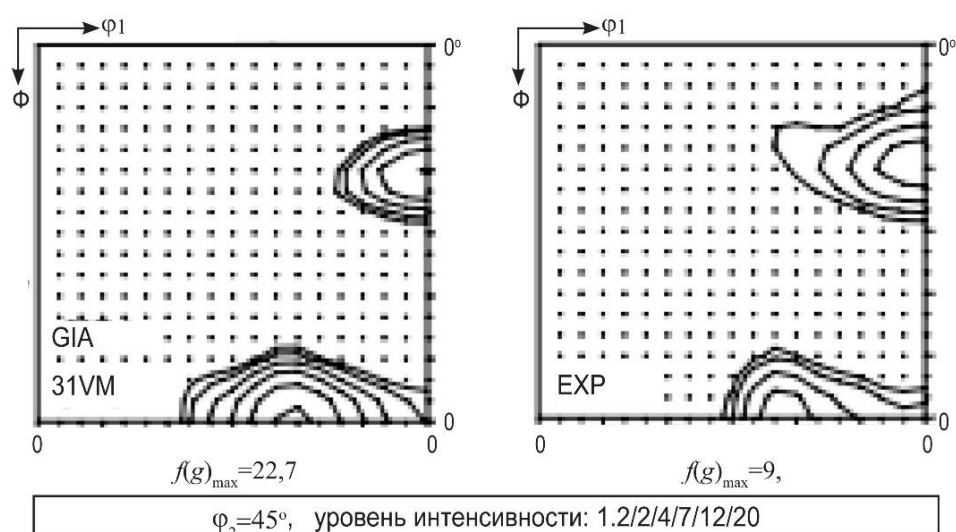


Рисунок 1.24 – Текстура после плоской холодной деформации
на 88 % алюминиевого сплава 3104

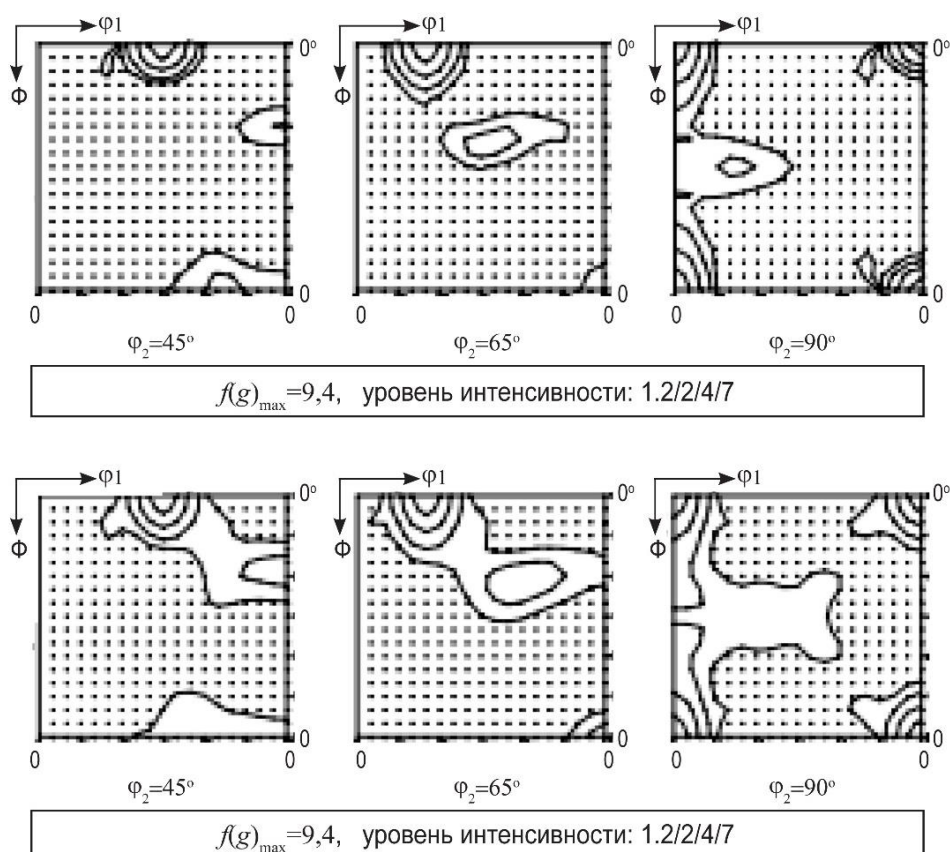


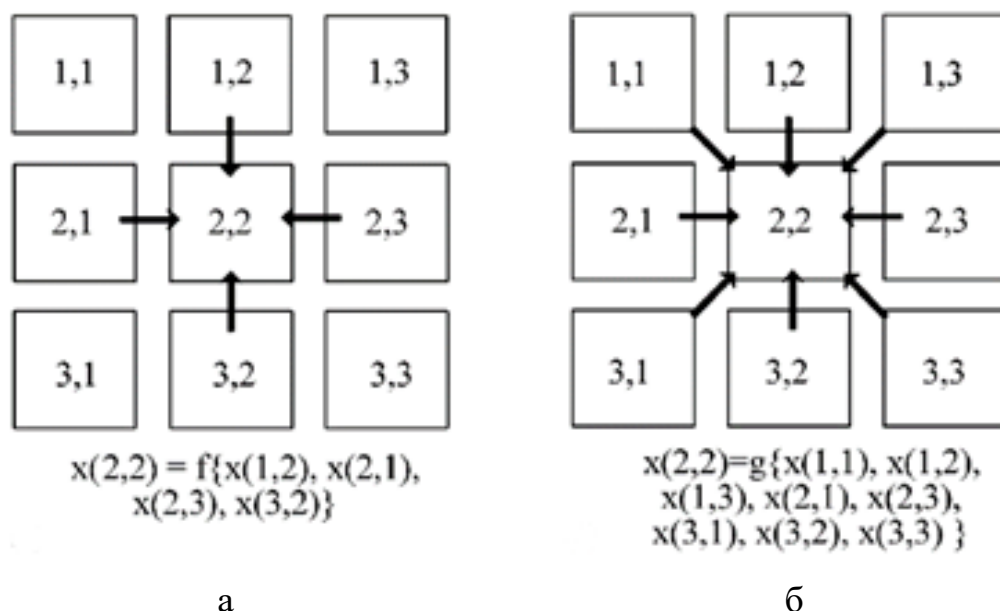
Рисунок 1.25 – Текстура после отжига
холодно-деформированного листа (88 %) сплава 3104 [155]

1.6.2.4 Метод автоматического разбиения на ячейки

Следующим распространенным подходом к моделированию эволюции текстуры рекристаллизации является метод автоматического разбиения на ячейки. Большое количество примеров применения данного метода за последние 60 лет можно найти в обзоре, подготовленном Д. Рабе [150]. В металловедении наиболее важным приложением этого метода является моделирование комплексных физических процессов.

Его сущность заключается в дискретизации непрерывной области решения как по пространственным осям, так и по времени. Каждый элемент дискретной модели может быть описан разным набором переменных. Каждый элемент, полученный с помощью пространственного разделения, будет взаимодействовать с соседними согласно тем или иным задаваемым правилам. Правила могут быть

детерминированы или задаваться вероятностным образом. Применение данных правил будет изменять набор переменных в элементе. Количество и позиция элементов, влияющих через правила на рассматриваемый элемент, определяются структурой модели. Пример, взятый из [150], представлен на рисунке 1.26.



а – двумерная фон Немана; б – двумерная Моорса [150]

Рисунок 1.26 – Пример разной конфигурации взаимодействия элементов

В определенном смысле метод автоматического разбиения близок к алгоритмам решения уравнений в частных производных методом конечных элементов. В данном случае здесь такие переменные, как теплопроводность, реологические свойства материала, представлены правилами взаимодействия отдельных узлов. В то же время автоматическое разбиение – это возможность задать все вышеперечисленные величины вероятностным образом. В этом смысле автоматическое разбиение напоминает уже названный метод Поттса-Монте-Карло.

На основании обзорной статьи Д. Рабе [150] оценим применимость метода автоматического разбиения для моделирования эволюции текстуры в индустриальных прокатных станах. В целом использование этого метода подходит для моделирования процессов рекристаллизации деформированного металла.

Зададим переменные величины. Независимые величины время t и координаты $\bar{X} = (x_1, x_2, x_3)$. Дискретизация области решения, как правило, совпадает с формой ячеек. Переменные величины – ориентация кристаллитов и движущая сила рекристаллизации. Ориентация кристаллита обычно задается с помощью матрицы вращения $g = g(\phi_1, \phi, \phi_2)$, где ϕ_1, ϕ, ϕ_2 – углы Эйлера. Потенциальная энергия Гиббса G_t определяет движущую силу рекристаллизации, и саму ее, в свою очередь, вычисляют, используя плотность дислокаций, размер субзерен и угол их разориентировки. Зерна и субзерна задаются с помощью областей, имеющих схожую ориентацию. Каждая область имеет собственную энергию движущей силы рекристаллизации. Из этого следует, что вокруг границ зерна движущая энергия распределена неравномерно (как правило, зерно граничит сразу с несколькими соседними кристаллитами, каждый из которых обладает своей энергией рекристаллизации). Начальные условия могут быть получены экспериментально с помощью EBSD или вычислены описанными ранее методами кристаллографической пластичности.

Извлечение функции перехода. В методе автоматического разбиения на ячейки кинетика рекристаллизации моделируется за счет изменения состояния ячейки в процессе ее взаимодействия с соседними. Изменение в состоянии происходит согласно правилу перехода. Ячейка изменяет свои переменные на переменные соседей, если это ведет к сокращению общей величины внутренней энергии Гиббса, а также, если случайно сгенерированное число дает положительное значение для определенной вероятностной функции. Формально правило переключения базируется на уравнении для скорости зеренных границ. Это уравнение основано на вероятности для одного атома перепрыгнуть через границу между двумя зернами:

$$\dot{x} = \bar{n} v_D \lambda_{gb} c \left\langle \exp\left(-\frac{\Delta G + \Delta G_t}{k_B T}\right) - \exp\left(-\frac{\Delta G - \Delta G_t}{k_B T}\right) \right\rangle, \quad (1.37)$$

где \dot{x} – скорость границ зерен; v_D – дебаевская частота;

λ_{gb} – размер прыжка через границы, принимаемый эквивалентным одному вектору Бюргерса для конкретного типа кристаллической решетки;

ΔG – потенциальная энергия Гиббса, необходимая для движения сквозь поверхность фазового раздела (в данном случае границы между зернами);

ΔG_i – потенциал преобразования Гиббса;

T – температура;

c – концентрация дефектов на границах зерен;

\vec{n} – нормаль к границам зерен.

Рассмотрим потенциал Гиббса как функцию энтропии, энтальпии и движущей силы p , работающей для создания объема V трансформируемой фазы. При этом финальное уравнение будет иметь как вероятностную, так и детерминированную части, что в итоге приведет к следующему выражению:

$$\dot{x} = \dot{x}_0 w = \vec{n} \frac{k_B T m_0}{V} \frac{pV}{k_B T} \exp\left(-\frac{Q_{gb}}{k_B T}\right), \quad (1.38)$$

где m_0 – мобильность зерна;

Q_{gb} – энергия активации движения зерен;

$\dot{x}_0 = \vec{n} \frac{k_B T m_0}{V}$ – детерминированная часть;

$w = \frac{pV}{k_B T} \exp\left(-\frac{Q_{gb}}{k_B T}\right)$ – вероятностная часть;

V – объем;

p – давление.

Величина функции переключения зависит от кристаллографической ориентации границ и может быть выражена следующим образом:

$$m_0 = m_0(\Delta g, \vec{n}) \text{ и } Q_{gb} = Q_{gb}(\Delta g, \vec{n}). \quad (1.39)$$

Метод автоматического разбиения на ячейки рассчитывается выражением (1.39) для всех соседних ячеек, и путем сравнения результатов принимается решение о задействовании функции переключения между состояниями. Наибольшая вероятность переключиться в более равновесное, т.е. имеющее меньше дефектов

кристаллической решетки рекристаллизованное состояние, будет для наиболее деформируемой ячейки. Таким образом, количество рекристаллизованного объема будет постепенно распространяться по всей области решения.

Масштабирование модели. Функция переключения (1.38) применяется для движения одного атома и рассматривает объем, эквивалентный b^3 , но линейное расстояние между ячейками в модели $\lambda_m \gg b$. Скорость \dot{x} не должна зависеть от размера ячейки, таким образом, масштабирование необходимо. Это также значит, что временной шаг частоты прыжков должен зависеть от λ_m . Первая часть в уравнении (1.38), таким образом, будет:

$$\dot{x} = \dot{x}_0 \quad w = \bar{n}(\lambda_m \nu) w \quad \text{с} \quad \nu = \frac{k_B T m_0}{V \lambda_m}, \quad (1.40)$$

где ν представляет собой частоту определенной ячейки, и она должна быть нормализована с общей частотой для всех различно ориентированных ячеек ν_0 . Эта общая частота может быть вычислена из того условия, что максимальная вероятность перехода будет равна 1:

$$\nu_0 = \frac{m_0^{\max} p^{\max}}{\lambda_m} \exp\left(-\frac{Q_{gb}^{\min}}{k_B T}\right). \quad (1.41)$$

Таким образом, нормализованная форма (1.42) принимает вид:

$$\dot{x} = \dot{x}_0 \quad w = \bar{n} \lambda_m \nu_0 \left(\frac{\nu}{\nu_0}\right) w = \dot{\hat{x}} \left(\frac{\nu}{\nu_0}\right) w = \dot{\hat{x}} \hat{w}. \quad (1.42)$$

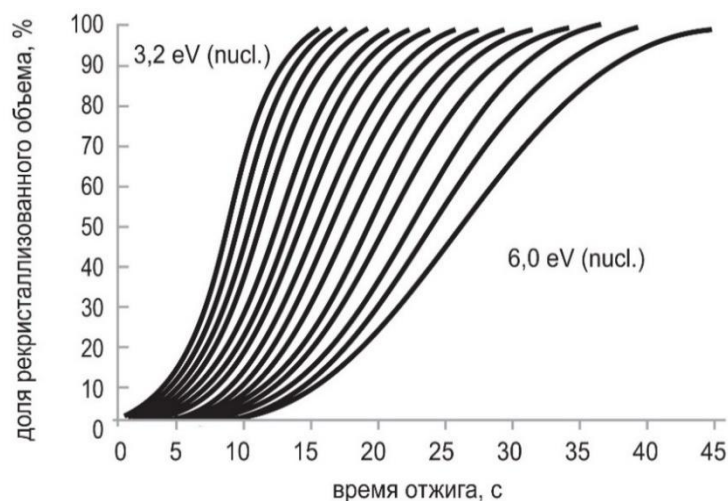
Используя (1.38–1.42), вероятность перехода выражают как

$$\hat{w} = \frac{m p}{m^{\max} p^{\max}}. \quad (1.43)$$

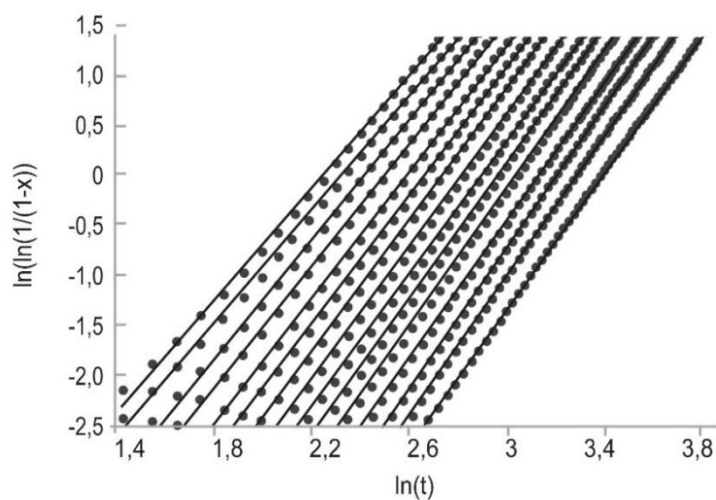
Процедура перехода состоит в генерации случайных чисел r между 0 и 1, вычисляемых согласно (1.43), и если r больше, чем \hat{w} , то возможность перехода отвергается.

В работе [150] описанный метод был применен для моделирования роста зерен в деформированном нанокристалле с начальной ориентацией Госсса (011)[100] и плотностью дислокации 10^{-15} м^{-2} . Обычно принимается допущение о насыщении центров рекристаллизации до ее начала, при этом зародыши являются статически

распределенными внутри объема. Объем ячейки принимается за 0,1 мкм. Все зеренные границы имеют одинаковую подвижность 1,3 eV и преэкспонентальный фактор $m_0 = 6,2 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3 / (N \cdot \text{с})$. Результат представлен на рисунке 1.27.



а



б

а – диаграмма Аврами; б – логарифмические диаграммы,

показывающие изменение экспоненты Аврами между 2,86 и 3,13

Рисунок 1.27 – Результаты симуляции кинетики рекристаллизации при допущении о предварительном насыщении центрами рекристаллизации.

Разные кривые соответствуют разному количеству зародышей

Совместное использование CPFEM-метода и метода автоматического разбиения на автоматические ячейки – многообещающий подход, особенно для феноменов, где неоднородность очень важна. Начало развития кубически ориентированных зерен в ходе процесса рекристаллизации сильно деформированного алюминия – один из таких процессов. Когда неоднородность деформации вычисляется с помощью метода конечных элементов, это позволяет найти места для зародышей, используя, например, критерий плотности дислокаций. Результаты совместного использования CPFEM и автоматического разбиения на ячейки представлены на рисунке 1.28.

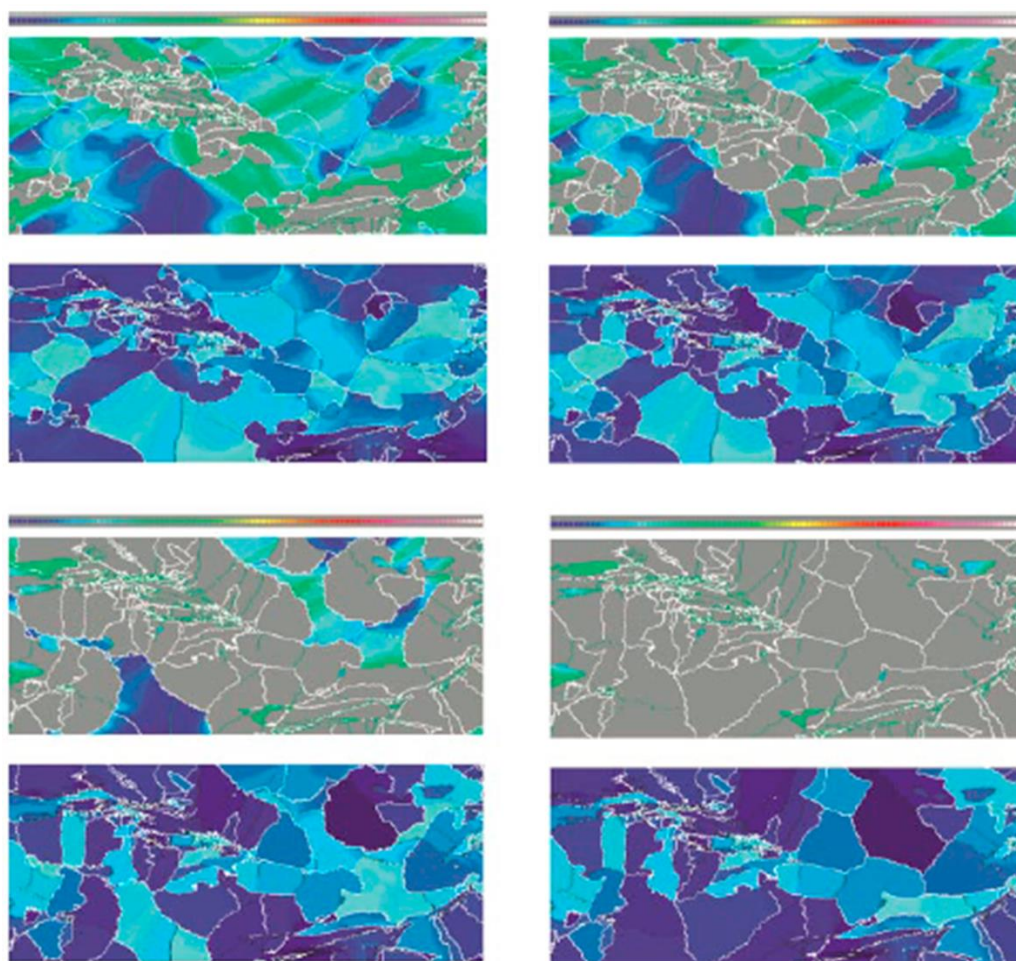


Рисунок 1.28 – Моделирование последующих стадий первичной статической рекристаллизации в 2D. Верхние фигуры показывают плотность дислокаций, нижние – микроструктуры. Зеленые – области рекристаллизации. Белые линии – высокоугловые границы, зеленые – низкоугловые границы с углами меньше, чем 15° разориентировки

При этом существуют следующие трудности в использовании моделей для промышленного применения:

- недостаточные сведения о внешних граничных условиях процесса;
- недостаточные сведения о начальном состоянии материала;
- зависимости типа (1.42) не всегда известны для всех кристаллических разориентировок, концентраций легирующих элементов, температур и других переменных процесса.

1.6.2.5 Моделирование на основе подхода, предложенного Вантэ

Как отмечалось выше, при моделировании рекристаллизации в алюминиевых сплавах используется в основном статистический подход. Наиболее часто применяется подход, разработанный Г. Готтштайном [27], и второй, ассоциирующийся с Э. Вантэ [13, 35, 76]. Оба метода имеют ряд общих черт, состоящих в разделении на разные группы, возникающие в ходе эволюции зародышей, которые подсчитываются, также исходя из разных правил. В подходе, разработанном Вантэ, общее количество зародышей подсчитывается как [13, 35]:

$$N_{TOT} = N_{CUBE} + N_{GB} + N_{PSN}, \quad (1.44)$$

где N_{CUBE} – количество зародышей кубической текстуры, образованных на переживших деформацию объемах кубической текстуры, содержащей кубические субзерна. Это могут быть, например, кубические полосы или непосредственно зерна, имеющие кубическую ориентацию. Кубические зародыши подсчитываются следующим выражением [35]:

$$N_C = \frac{A(\varepsilon)V_{Cube}S_{Cube}}{\delta_{Cube}^2},$$

где V_{Cube} – объем предшествующей кубической текстуры;

S_{Cube} – количество кубических субзерен размерами, превышающими критический размер, после достижения которого возможен рост зародыша;

δ_{Cube}^2 – средний размер кубических субзерен ($\delta_{Cube} \approx 1,5\delta_{matrix}$);

$A(\varepsilon)$ – площадь между кубически ориентированным объемом и окружающей матрицей, подсчитывающейся согласно выражению (1.45):

$$A(\varepsilon) = 2 * (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1) / D_0, \quad (1.45)$$

где D_0 – начальный размер зерна.

Для определения среднего размера субзерна используется стандартный подход, предложенный в [158, 159]:

$$\delta_{ss}^{-m} = A + B \ln Z, \quad (1.46)$$

где δ_{ss} – размер субзерна;

Z – параметр Зинера – Холломона;

m, A, B – эмпирически определяемые коэффициенты.

Значение S_{Cube} может быть вычислено с помощью закона распределения размеров субзерен [13]:

$$S^* = \frac{1}{\delta_{cube}^3} \exp(-5a) \left[1 + 5a + \frac{1}{2!} 5a^2 + \frac{1}{3!} 5a^3 + \frac{1}{4!} 5a^4 \right], \quad (1.47)$$

где $a = \frac{\delta^*}{\delta_{cube}}$;

S^* – критический для зародышеобразования размер субзерна.

$$N_{GB} = \frac{A(\varepsilon)(1-V_C)S_{GB}}{\delta_{CB}^2}, \quad (1.48)$$

где N_{GB} – число зародышей текстур деформации, которые появляются на границах остальных зерен (кроме кубической ориентации) и также представлены субзернами, чьи размеры больше, чем критические [13];

V_C – объем текстуры куба;

S_{GB} – количество зародышей некубической текстуры, превышающей критический размер;

S_{GB} – критический размер субзерен того или иного типа.

$$N_{PSN} = C_{PSN} N_0 \exp(-L\eta^*), \quad (1.49)$$

где N_{PSN} – количество зародышей бестекстурной составляющей, которая зарождается на крупных интерметаллидных частицах второй фазы;

C_{PSN} – константа, описывающая эффективность механизма PSN;

N_0 – общее число частиц;

L – параметр распределения;

η – критический размер частицы, который вычисляется из следующего уравнения (1.54):

$$\eta^* = \frac{2\gamma_{GB}}{(P_D - P_Z)}, \quad (1.50)$$

где γ_{GB} – энергия большеугловых границ;

P_D и P_Z – силы, движущие и тормозящие движение субзеренных границ силы.

Для вычисления общего рекристаллизованного объема используется хорошо зарекомендовавший себя подход [13]:

$$\dot{X} = (1 - X(t))N_{TOT}4\pi r(t)^2 G(t), \quad (1.51)$$

где $X(t)$ – доля рекристаллизованного объема за время t ;

N_{TOT} – общее число зародышей;

$r(t)$ – средний размер каждого рекристаллизованного зерна;

G – скорость движения границ зерен;

t – время.

При этом для вычисления зародышей могли применяться модели, использованные как при CPFME-подходе, так и при феноменологическом подходе. На рисунке 1.29, взятом из источника [65], приведены результаты расчета текстур, полученные для реального промышленного стана непрерывной прокатки для сплава 3104. При этом задавалось, что рекристаллизация между деформационными паузами протекает полностью.

Данный подход является очень перспективным и эффективным, позволяет значительно снизить время расчетов, а главное, уже использовался для промышленного моделирования термомеханической обработки алюминиевых сплавов серии 3XXX. При этом стоит отметить, что данная модель не так глубоко учитывает сущность физических процессов, как подходы, развитые Готтштайном, или некоторые другие модели. Поэтому для ее адаптации к определенным сериям сплавов (особенно для точного определения количества зародышей основных

текстурных компонент) требуется достаточно большое количество экспериментов с целью уточнения некоторых физических параметров.

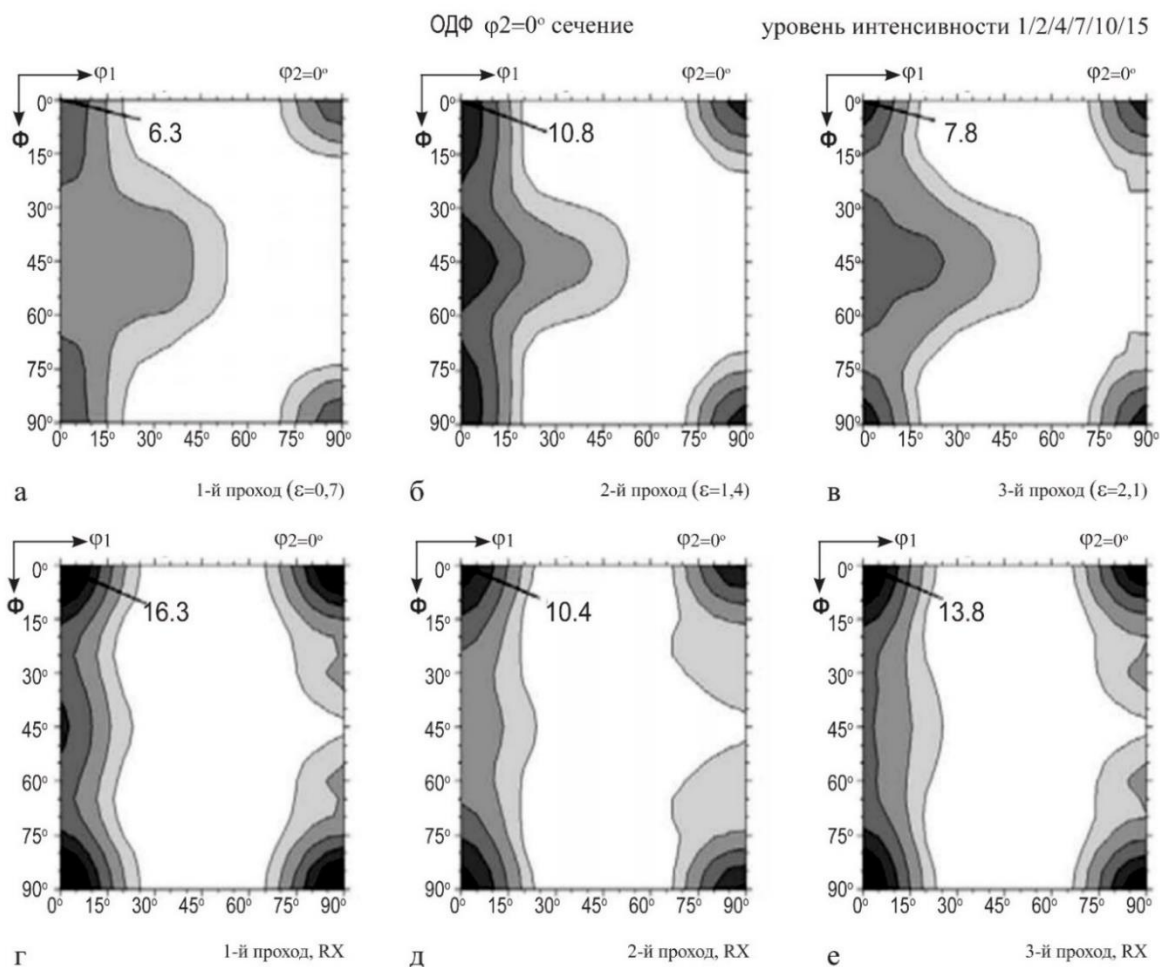


Рисунок 1.29 – Моделирование эволюции текстуры в междеформационных паузах в непрерывной группе клеток сплава 3104 [66]

1.6.2.6 Использование описанных подходов для моделирования эволюции текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в реальных технических системах

Как уже было отмечено ранее, для моделирования эволюции кристаллографической структуры при процессах термомеханической обработки в реальных технических системах необходимо решить три задачи. Во-первых, о том, как изменяется текстура при деформационном воздействии. Во-вторых, как

влияют на это характеристики сплава. В-третьих, учитывать особенности формирования текстуры при рекристаллизации. Даже по отдельности эти три задачи весьма нетривиальны, и методы их решения до сих пор далеки от совершенства. В случае с моделированием реальных термомеханических процессов проблема моделирования резко усложняется, так как требуется одновременно решать все три перечисленные задачи. Особенно сложным их решение является для горячей прокатки алюминиевых сплавов в непрерывных группах клетей, где на металл воздействует множество разных факторов. Неудивительно, что моделирование формирования кристаллографической структуры наиболее успешно применяется именно к однопроходным процессам деформации или прессованию и реверсивной прокатке. Тем не менее в настоящее время существует несколько работ, посвященных моделированию формирования микроструктуры даже в таких сложных процессах.

В ранней работе Э. Вантэ [76] проведено моделирование эволюции кристаллографической структуры при прокатке в двухклетевой непрерывной группе (вместе с предшествующей прокаткой в реверсивной клети). В целом модель функционирует на принципах, описанных в разделе 1.6.2.5. При каждом деформационном акте рассчитываются деформация и параметр Зинера, а затем и количество зародышей, после чего происходит моделирование процесса рекристаллизации. Стоит отметить, что эта модель дает несколько заниженную долю рекристаллизованного объема в черновой клети, так как, согласно более поздним исследованиям [67, 79, 160], в данном типе сплавов зерно полностью рекристаллизуется перед входом в непрерывную группу. Также несколько заниженными являются данные о количестве кубической текстуры в последних проходах. Однако в целом данная работа показала, что формирование зеренной структуры и ее текстуры при прокатке в непрерывных станах поддается исследованию. Основной проблемой является необходимость нахождения большого количества экспериментальных данных для подсчета необходимого числа зародышей, из-за чего эта модель не может быть распространена на другие сплавы.

В уже упоминавшейся работе М. Веллс [81] разработана феноменологическая модель рекристаллизации и основанная на ней модель эволюции текстур в ее ходе. Для функционирования последней также необходимо иметь возможность рассчитывать как параметр Зинера, так и степень накопленной деформации, которые в данном случае рассчитываются в коммерческом программном коде DEFORM. При этом не освещен вопрос, как рассчитываются текстуры деформации, которые, по всей видимости, берутся из экспериментальных данных, что делает модель не полностью замкнутой. Тем не менее с ее использованием были приведены достаточно адекватные расчеты процесса горячей прокатки сплавов 5XXX, о которых говорилось в разделе 1.7.2.

В работе Ю. Хирша 2003 года [67] представлена модель эволюции структуры в непрерывном стане сплава 3104, которая достаточно точно отражает реальную картину. Однако подробностей модели, к сожалению, не представлено, упомянуто лишь, что она основана на полуэмпирических уравнениях типа Аврами. В более поздней работе О. Энглера и Ю. Хирша произведен детальный расчет процесса эволюции текстуры в непрерывной группе прокатного стана сплава 3104 [67], основные результаты которого показаны в разделе 1.7.1 и хорошо совпадают с экспериментальными данными. В основе модели лежит тейлоровский алгоритм с ограничениями для подсчета текстуры деформации и модель Вантэ для моделирования эволюции текстуры при рекристаллизации. В работе Г. Готтштайна [160] также проводилось моделирование эволюции кристаллографической структуры в непрерывной группе прокатного стана в сплаве 3104, однако для подсчета эволюции текстуры при деформации использовалась GIA-модель, учитывающая особенности материала.

Отметим, что, несмотря на существование различных мезомodelей, позволяющих моделировать эволюцию как при деформации, так и при рекристаллизации алюминиевых сплавов, существуют два основных характерных для них недостатка. Во-первых, большинство моделей носят не универсальный характер, а предназначаются для того или иного алюминиевого сплава или «группы сплавов». Во-вторых, имеют проблемы при моделировании эволюции

текстуры при термомеханической обработке в реальных технических системах, в которых проводится термомеханическая обработка.

1.7 Выводы по главе 1

1. Текстура, возникающая при термомеханической обработке алюминиевых сплавов, приводит к анизотропии их физических свойств. Ключом к управлению анизотропии в деформированных алюминиевых сплавах (как правило, заключающимся в ее снижении) является управление формированием текстуры в процессах термомеханической обработки. Одни текстуры появляются и развиваются в ходе деформационного акта, а другие – при последующей рекристаллизации. Основными факторами, влияющими на эволюцию текстуры, являются размер рекристаллизационных зародышей, мобильность зеренных границ, размеры интерметаллидных частиц, а также непосредственно параметры термомеханической обработки, в том числе и напряженное состояние. Сильное влияние оказывают степень и скорость деформации, температура нагрева, коэффициент трения и время междеформационных пауз, размер зерна и текстурная композиция, образовавшиеся в ходе деформации.

2. В настоящее время отсутствуют сведения, необходимые для понимания физических основ формирования кристаллографической структуры при термомеханической обработке с использованием плоской схемы деформации в наиболее распространенных в отечественной промышленности алюминиевых сплавах. В том числе данные о влиянии температурно-скоростных режимов термомеханической обработки на размеры субструктуры напряжения течения, а также о мобильности межзеренных границ и размере и количестве интерметаллидных частиц. Во-первых, это мешает проектированию технологических процессов термомеханической обработки алюминиевых сплавов, позволяющих получить удовлетворяющую современным промышленным требованиям текстурную композицию. Во-вторых, делает невозможным разработку современной универсальной мезомодели, требующей

большой объем данных о физических процессах, сопровождающих формирование текстуры.

3. Наиболее высокопроизводительным способом термомеханической обработки алюминия является горячая прокатка, поэтому в данной работе основной упор будет сделан на изучение эволюции текстуры в ходе данного процесса. В то же время полученные данные об особенностях формирования физической природы анизотропии, т.е. текстуры, а также подходы к моделированию ее эволюции носят общий характер и могут использоваться для любых процессов термомеханической обработки алюминиевых сплавов. Полностью вопросы формирования кристаллографической текстуры при термомеханической обработке методом горячей прокатки не решены даже для хорошо исследованных сплавов группы 3XXX и 5XXX. Кроме того, для большинства наиболее востребованных в отечественной промышленности сплавов отсутствуют сведения о влиянии термомеханической обработки на размеры субструктуры напряжения течения, а также данные о мобильности межзеренных границ. Это тоже мешает выявлению и пониманию основных закономерностей формирования текстуры при термомеханической обработке наиболее востребованных промышленных сплавов.

Исходя из изложенных выше выводов, **целью работы** являлось исследование механизмов и закономерностей формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки.

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

1. Исследовать влияние температурно-скоростных условий термомеханической обработки на размер субзерна в диапазоне температур 300–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹ для деформируемых сплавов 8011, 5182, 1565ч и 1570.

2. Оценить размеры и количество первичных и вторичных интерметаллидных частиц после гомогенизации и горячей прокатки для основных групп деформируемых алюминиевых сплавов. Изучить совместное влияние мелкодисперсных частиц второй фазы, субструктуры и температурно-скоростных

режимов горячей прокатки на мобильность межзеренных границ. Разработать классификатор алюминиевых сплавов, учитывающий указанные факторы.

3. Исследовать связь напряжений текучести при установившемся пластическом течении и температурно-скоростных параметров термомеханической обработки для алюминиевых сплавов 8011, 5182, 1565ч, 1570 в интервале температур 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹.

4. Разработать математическую мезомодель формирования текстур деформации при термомеханической обработке алюминиевых сплавов, основанную на тейлоровском подходе с полными ограничениями, позволяющую использовать нелинейные законы учета упрочнения, а также при вычислении критического напряжения сдвига определять системы активного скольжения и вращение решетки кристаллов, составляющих поликристаллическое тело, для которого производится расчет.

5. Создать математическую модель роста текстур рекристаллизации с использованием соотношения Аврами для ЖМАК (Джонсона – Мела – Аврами – Колмогорова), учитывающую зарождение новых зерен на границах деформированных и кубических полос, а также зерен на частицах (PSN-механизм образования зародышей рекристаллизации, вызванный интерметаллидными частицами) и ориентированный рост зародышей кубической ориентировки граничащих с кристаллитами, имеющими близкую к S текстурную ориентировку.

6. Изучить закономерности эволюции зеренной структуры и текстуры при термомеханической обработке в непрерывном стане в диапазонах скоростей деформации 10–100 с⁻¹ и температур 350–500 °С в сплавах 1070, 3104, 8011, 5182, 1565ч, 1570, Д16 и В95 и оценить степень неравномерности развития текстур и зеренной структуры по ширине очага деформации в ходе непрерывной горячей плоской пластической деформации алюминиевых сплавов.

7. Предложить научно-обоснованные подходы по термомеханической обработке алюминиевых сплавов, позволяющие получить требуемую композицию текстуры и добиться заданной анизотропии свойств.

Глава 2. МЕТОДИКА И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Данная глава посвящена методике подготовки и результатам экспериментов, целью которых является изучение влияния режимов термомеханической обработки на размеры субзерна, кинетику рекристаллизации, мобильность межзеренных границ и напряжения течения, с которыми можно познакомиться в [93, 161, 162, 163, 164, 165, 166]. Кроме того, описана методика промышленных экспериментов с целью изучения особенностей формирования текстуры в алюминиевых сплавах в высокоскоростных процессах термомеханической обработки и с целью апробации математической модели, описанной в работах [11, 14, 62, 63, 83, 166, 167, 168].

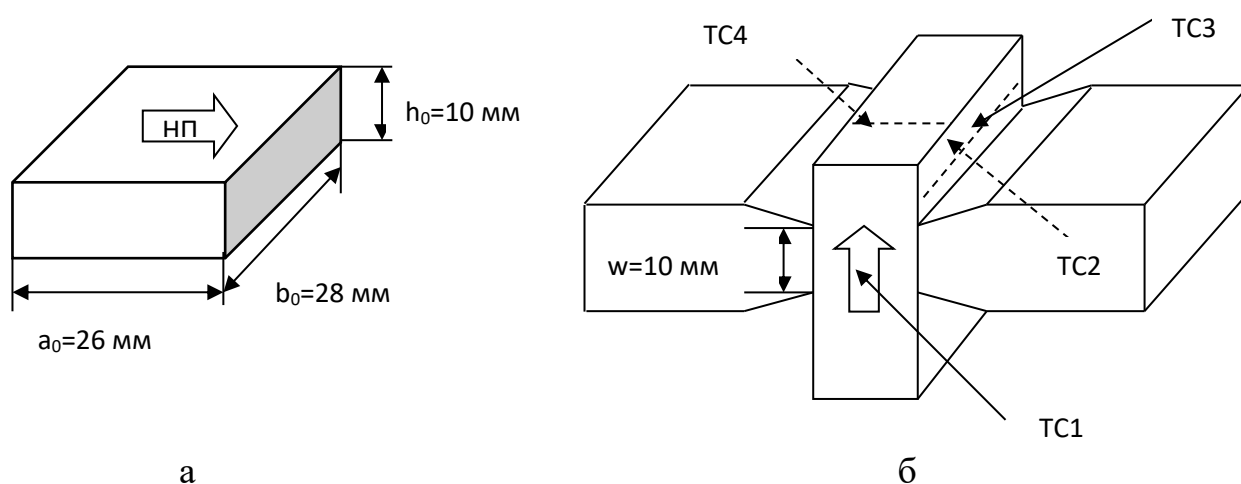
Для получения зависимостей между напряжением и температурно-скоростными параметрами деформации проводились испытания в комплексе Gleblee 3800. Для построения зависимости между размерами субзерен и температурно-скоростными параметрами деформации, а также мобильности межзеренных границ использовался лабораторный прокатный стан, а также сканирующий электронный микроскоп с EBSD-приставкой. Для изучения размера и распределения как крупных первичных, так и мелкодисперсных интерметаллидных частиц использовался промышленный стан горячей прокатки, электронный сканирующий микроскоп. Вышеперечисленные исследования проводились с целью сбора данных для эффективного функционирования модели. Для ее апробации и проверки найденных при ее использовании режимов непрерывной прокатки проводились дополнительные эксперименты на промышленном стане.

2.1 Исследование сопротивления пластической деформации в зависимости от температуры и скорости деформации металла

Для эффективного использования разработанной модели необходимо иметь данные о связи между напряжениями течения и температурно-скоростными параметрами деформации для моделируемых сплавов. Для большого количества

алюминиевых сплавов эти зависимости можно найти в литературе [100, 101], однако для новых алюминиевых сплавов, а именно 1570, 1565ч и 8011, такая информация отсутствует. В этом разделе приведена методика исследования зависимостей между напряжениями течения и температурно-скоростными параметрами деформации для вышеперечисленных сплавов, которые были получены с помощью испытания на осадку образцов на установке Gleeble 3800. Исследование процессов горячей деформации проводилось в модуле plane strain. Усилие, прикладываемое к образцу, обеспечивает гидравлическая система комплекса. Нагрев образца, помещенного в рабочую камеру с низким вакуумом, осуществляется прямым пропусканием через него электрического тока.

В комплексе были проведены испытания для стандартных при прокатке данного сплава значений термомеханических режимов, а именно температур 470°C и 490°C и скоростей деформации $1,18\text{ с}^{-1}$; $2,98\text{ с}^{-1}$; $10,95\text{ с}^{-1}$. Трапецевидные бойки располагались перпендикулярно направлению проката (рисунок 2.1). Ширина рабочей части бойков w составляла 10 мм. Для уменьшения сил трения на поверхность бойков и образца наносилась эмульсионная смазка на основе высокочистого графита и никеля.



а – образец; б – схема для испытаний

Рисунок 2.1 – Испытания в условиях плоской деформации

Образцы нагревались в условиях низкого вакуума до температуры деформации со скоростью 3°C/с . Небольшая сжимающая нагрузка ($<5\text{ кН}$) в

процессе нагрева обеспечивала однородный контакт между бойками и образцом по всей поверхности их соприкосновения. Для проверки наличия температурного градиента в предварительных испытаниях к образцу приваривались четыре термопары (к передней и задней граням и к боковым граням, рисунок 2.1 б). Различия в показаниях термопар в процессе изотермической выдержки и последующей деформации не превышали 3 °С. В последующих экспериментах температура образца контролировалась двумя термопарами (ТС1 и ТС2), приваренными к двум параллельным граням в точках между основаниями бойков.

После достижения заданной температуры следовали изотермическая выдержка в течение 3 мин и деформация образца сжатием с заданной скоростью. Через одну секунду после окончания деформации образец охлаждался струей воды до комнатной температуры.

Для обработки результатов измерения и создания искомой зависимости использовалась следующая методика.

В ходе эксперимента фиксировались температура образца T ; усилие деформации F и текущее значение толщины образца h между бойками. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались истинные деформации ε и сопротивление деформации p (интенсивность напряжений по Мизесу) по выражениям, справедливым для идеальных условий плоской деформации:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{h}{h_0}; \quad (2.1)$$

$$p = \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{F}{wb_0} = \frac{F}{1,155wb_0}.$$

Для того чтобы иметь возможность исключить влияние на измеренное напряжение таких факторов, как трение и отклонение от плоской схемы деформации, проводились дополнительные расчеты.

Для учета отклонения схемы производилась корректировка сопротивления деформации по методу Селларса [169]. В выражении

$$p = \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{F}{wb_0} = \frac{F}{1,155wb_0} \quad (2.2)$$

для сопротивления плоской деформации следует использовать текущее значение b длины рабочей зоны образца, а вместо коэффициента 1,155 – функцию

$$f = 1,155 - 0,155 \frac{w}{b}. \quad (2.3)$$

Тогда откорректированное выражение для сопротивления деформации принимает следующий вид:

$$p' = \frac{F}{\left(1,155 - 0,155 \frac{w}{b}\right)wb}. \quad (2.4)$$

Текущее значение длины рабочей зоны описывается выражением

$$\frac{b}{b_0} = 1 + c - c \sqrt{\frac{h}{h_0}}, \quad (2.5)$$

где b_0 и h_0 – начальные значения длины и толщины образца соответственно;

c – коэффициент, определяемый из эксперимента. В нашем случае его значение находилось в интервале 0,1–0,3.

Вторая поправка учитывает влияние сил трения. В случае плоской деформации связь между сопротивлением деформации p' и напряжениями течения σ задается следующим выражением [170]:

$$\sigma = \frac{p'}{\left(\frac{e^{\mu w/h} - 1}{\mu w/h}\right)}. \quad (2.6)$$

После пересчета результатов для каждого сочетания скоростей температур и деформаций находились пиковые значения сопротивления деформации.

На основании этого параметр Зинера – Холломона Z выражается через гиперболический синус пиковых напряжений σ_m [171]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\operatorname{sh}(\alpha \sigma_m)\right]^n, \quad (2.7)$$

где Q – энергия активации процесса деформации;

R – универсальная газовая постоянная;

T – абсолютная температура.

Можем записать σ_m как

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsch} \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right), \quad (2.8)$$

где A , α , n – константы исследуемого материала, которые могут быть найдены из регрессионного анализа.

2.2 Определение размеров субзерна

При моделировании процесса термомеханической обработки расчет величины субзерна имеет очень большое значение. Размер субзерна при горячей деформации определяет кинетику протекания процесса рекристаллизации после деформации. Подробно влияние размера субзерна на протекание рекристаллизации было рассмотрено в разделе 1.5.

Как уже упоминалось в том же разделе, размер субзерен на установившейся стадии прокатки обратно пропорционален логарифму параметра Зинера – Холломона и может быть найден по формуле (1.46).

Она уже хорошо зарекомендовала себя для алюминиевых сплавов на предмет зависимости величины субзерна от параметра Зинера – Холломона. Например, в работе [51] исследован алюминий технической чистоты и сплав, содержащий до 2 % Mg. В данной работе значения коэффициента m принимались равными от 0,35 до 1,25, а коэффициенты A и B находились с помощью корреляционного анализа. В работе [76] также была проведена экспериментальная работа по определению зависимости размеров субструктуры, сформировавшейся в ходе горячей деформации, от параметра Зинера – Холломона для сплава 3104. В ней также использовалась формула (1.46), при этом коэффициент m принимался равным 1, а для коэффициентов A , B приведены регрессионные зависимости от содержания основных компонентов химического состава сплава. В работе [172] был исследован чистый алюминий, коэффициенты A и B находились регрессионным анализом, а коэффициент m принимался равным 1. Таким

образом, в литературе достаточно данных для определения величины субструктуры для сплавов групп 1XXX, 3XXX, а также 5XXX с достаточно низким содержанием магния. В то же время сведений об алюминиевых деформированных сплавах с высоким содержанием железа, а также высокомагниевого сплавах вообще и с добавками переходных элементов в частности не существует.

Проведены эксперименты с образцами сплава 8011 – типичного представителя деформируемых алюминиевых сплавов. Кроме того, исследован высокомагнийсодержащий сплав 5182 и его модификации с добавками переходных металлов, а именно 1565, 1570. Подобные эксперименты проведены и для алюминия технической чистоты для повышения точности определения коэффициентов.

Образцы сплава 8011 представляли собой полосы размером 10x100x200 мм, вырезанные из плиты толщиной 80 мм, деформированной из литого слитка толщиной 570 мм с химическим составом, приведенным в таблице 2.1. Полоски вырезались из центральных областей плиты, посередине ее ширины. Режимы прокатки показаны в таблице 2.2. Образцы сплавов 5182, 1565 и 1570 отбирались от слитка и представляли собой полосы 6x100x200 мм. После окончания деформации структура прокатанных полосок фиксировалась охлаждением в воде. От полосок отбирались образцы в центре сечения по высоте. Величина субзерна определялась на электронном микроскопе с EBSD. Режимы прокатки показаны в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Массовая доля химических элементов в составе сплавов

Химические элементы	Mg	Mn	Zr	Sc	Zn	Ti	Cu	Si	Fe	Al
1570	5,59	0,41	0,07	0,26	0,02	0,053	0,02	0,13	0,21	баланс
5182	4,8	0,37	–	–	0,15	0,2	0,06	0,4	0,01	баланс
1565	5,6	0,8	0,1	–	0,5	0,07	–	0,12	0,22	баланс
8011	0,2	0,4	–	–	–	–	0,04	0,01	0,8	баланс

Таблица 2.2 – Режимы прокатки образцов сплавов 8011, 5182, 1565, 1570

№ режима	Сплав	Исх. толщ., мм	Конеч. толщ., мм	Темп. деформации, °С	Скорость деформации, 1/с	Параметр Зинера – Холломона (Z)	Логарифм Z
1	8011	10,0	4,7	420	5,0	1,0e + 12	27,7
2	8011	10,0	4,7	338	5,0	3,44e + 13	31,2
3	8011	10,0	4,7	250	5,0	1,63e + 16	37,3
4	5182	6,0	3,0	380	15,0	2,6e + 14	33,0
5	5182	6,0	3,0	315	15,0	4,5e + 14	34,0
6	5182	6,0	3,0	245	15,0	9,0e + 17	41,0
7	5182	6,0	1,0	380	15,0	8,2e + 15	37,0
8	1565	6,0	3,0	380	15,0	2,6e + 14	33,0
9	1565	6,0	3,0	315	15,0	4,5e + 14	34,0
10	1565	6,0	3,0	245	15,0	9,0e + 17	41,0
11	1565	6,0	1,0	380	15,0	8,2e + 15	37,0
12	1570	6,0	3,0	380	15,0	2,6e + 14	33,0
13	1570	6,0	3,0	315	15,0	4,5e + 14	34,0
14	1570	6,0	3,0	245	15,0	9,0e + 17	41,0
15	1570	6,0	1,0	380	15,0	8,2e + 15	37,0
16	Al	7,0	5,0	330	30,0	3,0e + 14	33
17	Al	7,0	5,0	250	30,0	2,9e + 16	37

2.2.1 Сведения о лабораторном стане

Прокатку производили на лабораторном одноклетьевом двухвалковом реверсивном стане холодной прокатки 300 фирмы «DIMA» (Германия). Характеристика основных параметров стана приведена в таблице 2.3.

Усилие прокатки определяется исходя из величины упругой деформации станины, которая контролируется пьезоэлектрическими датчиками, установленными на каждой стойке. Сигнал со всех стоек усредняется и обрабатывается

измерительным прибором фирмы Kistler. Измерительная цепь состоит из пьезоэлектрического преобразователя (датчика), кабеля, усилителя заряда и программы для сбора, анализа и отображения данных.

Таблица 2.3 – Основные параметры стана 300

Диаметр рабочих валков, мм	220
Длина бочки валков, мм	300
Скорость прокатки, м/мин	0–24
Мощность привода, кВт	45
Точный ход	1,5 мм/мин; 0,55 кВт
Ускоренный ход	40 мм/мин; 5,20 кВт
Усилие прокатки, кН, макс.	560
Минимальная толщина после прокатки, мм	0,05
Усилие прокатки, кН, макс.	560

2.2.2 Сведения о нагревательном оборудовании и точности поддержания температурных параметров в ходе экспериментов

Нагрев заготовок проводился в лабораторной печи THERM CONCEPT KM 70/06/A. Для создания необходимой рабочей температуры печь оборудована нагревательными блоками из нихромовой спирали и вентилятором.

Также в образцах высверливалось отверстие диаметром 3 мм и глубиной 10 мм. Для контроля температурных режимов в него закладывалась, а затем зачеканивалась термопара типа J (железо-константановая термопара горячего спая, диапазон измеряемых температур – 200–900 °С, рабочий диапазон температур – 200–700 °С, первого класса точности). Для регистрации и контроля температуры холодный спай термопары подключают к поверенному измерительному цифровому прибору Testo 735 с погрешностью измерения $\pm 0,2\text{ °С} + 0,3\text{ \%}$.

Следует отметить, что температуры внешних и внутренних слоев могут значительно различаться. Для оценки температурного градиента в заготовке, прокатываемой на лабораторном стане DIMA 300, провели 3-мерное моделирование методом конечных элементов в программе DEFORM 3D. Размер заготовки – 10x100x200 мм, она была разбита на 32 000 тетраэдров (рисунок 2.2).

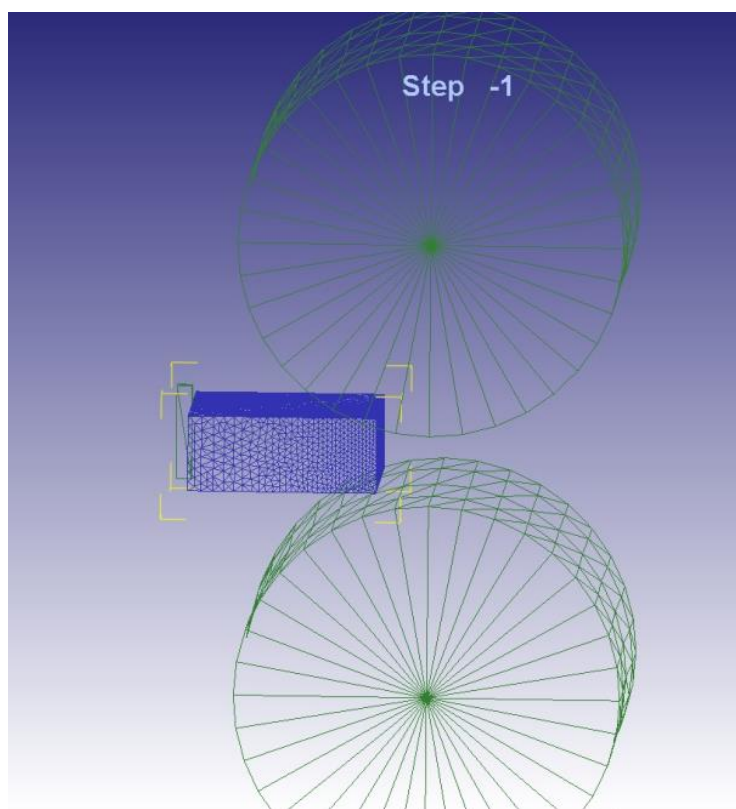


Рисунок 2.2 – Сетка конечных элементов для расчета температурного поля заготовки при прокатке в лабораторном стане

Заготовка определена как упругопластическое тело, валок диаметром 220 мм – как абсолютно жесткое тело (сплющивание валка не учитывалось), температура валка – 20 °С.

Для описания контакта между валком и слитком использована модель сухого трения $\tau = \mu p$, где τ – напряжение сдвига; μ – коэффициент трения; p – контактное давление. При этом коэффициент трения выбран 0,4. Коэффициент теплопередачи между валками и заготовкой – кВт/(м²·К). Величина шага определяется

фиксированным промежутком времени 0,01 сек. Параметры температуры окружающей среды оставлены по умолчанию, теплопередача с окружающей средой происходит со всеми узлами на гранях заготовки, не входящими в контакт с валком. Результаты моделирования приведены на рисунке 2.3.

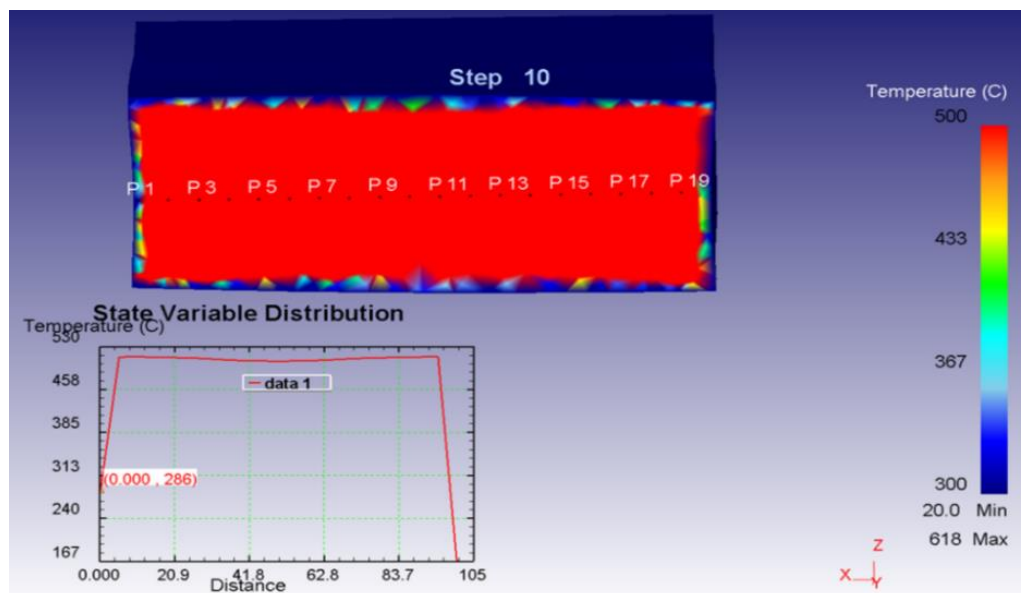


Рисунок 2.3 – Распределение температуры в заготовке
в ходе экспериментальной прокатки

Моделирование показывает, что даже при остывании поверхностной частицы заготовки внутри неё сохраняется приемлемая для проведения эксперимента температура.

Моделирование показывает значительную разницу между температурами поверхностной и внутренней частей заготовки. При этом температура распределена по поверхности заготовки неравномерно, если на границе с валками она отличается от внутренних слоев на 200 °С, то там, где она соприкасается с воздухом, перепад составляет всего 100 °С. Однако такая разница температур наблюдается лишь в граничащих с воздухом и валком слоях толщиной 1 мм. В более глубоких слоях градиент температуры составляет лишь 5 °С, и в целом они сохраняют температуру, до которой были нагреты.

2.2.3 Особенности подготовки образцов и проведения EBSD-анализа

Объектами исследований служили микрошлифы, которые вырезали из разных частей образца металла толщиной 2–3 мм с плоскопараллельными поверхностями. Шлифы готовили на участке пробоподготовки с использованием системы Struers Labopol-5. При приготовлении шлифов с помощью установки Struers Labopol-5 образцы запрессовывали в полистироловый полимер, поверхность шлифовали на наждачной бумаге разной зернистости (220, 320, 800, 1200, 2400, 4000), затем полировали на водно-спиртовой суспензии SiO_2 .

Далее полученные шлифы подвергали электролитической полировке в электролите следующего состава: 6 частей $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 1 часть HClO_4 и 1 часть глицерина. Режим полировки был следующим: напряжение – 20 В, время – 5 с, катод – нержавеющая сталь.

Образцы исследовали при помощи метода автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Vega 3 LMN с катодом LaB_6 при 20 кВ с детектором EBSD-HKLNordlys. Размер сканируемой области составил $80 \times 80 \text{ мм}^2$ с шагом 0,4 мкм. Точность определения углов разориентировки составила 2° . Образцы для EBSD-анализа были подготовлены методами механической полировки и электрополировки в электролите A2 (Struers) при напряжении 21–22 В.

Образцы исследовали при помощи метода автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA LMN с катодом LaB_6 (СЭМ) с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy и приставкой EBSD NordLysMax² Oxford Instruments с программным обеспечением AZtec version 2.2. Сканирование проводилось с шагом 0,5 мкм.

Сущность применяемого метода исследования заключается в следующем: образец, наклоненный под углом 70° , помещают в камеру микроскопа.

Электронный пучок фокусируется на поверхности образца и взаимодействует с атомами образца. Угол в 70° позволяет увеличить число отраженных электронов, т.к. в этом случае область взаимодействия электронов пучка с образцом будет располагаться ближе к поверхности, что увеличивает возможность вылета электронов из образца. Детектор отраженных электронов улавливает эти электроны, что позволяет получить информацию об интенсивности обратного рассеяния электронов разными участками поверхности образца. Часть отраженных электронов дифрагируют от разных плоскостей кристалла в соответствии с законом Вульфа – Брэгга ($n \cdot \lambda = 2d \cdot \sin\theta$, где θ – угол между падающим электроном пучка и плоскостью, от которой он отражается) и формируют дифракционную картину (кикучи-линии; кикучи-линия – это пара параллельных линий, вызванная дифракцией отраженных электронов от одной определенной плоскости кристаллической решетки. Дифракция от всех атомных плоскостей формирует набор кикучи-линий, называемый дифракционной картиной) на фосфорическом экране.

При автоматической индексации используется среднее угловое отклонение (C_{УО}, MAD) – это качество совпадения решения. Чем меньше число, тем лучше соответствие между обнаруженными полосами Кикучи и имитацией линий фазы. Согласно принятым правилам идентификации фаз, значение C_{УО} меньше 1 говорит о хорошем совпадении. В данной работе использовался коэффициент $C_{УО} < 1$.

2.3 Особенности изучения размеров и количества интерметаллидных частиц

Количество крупных первичных интерметаллидов и дисперсоидов определялось до и после входа в прокатный стан. Это связано с тем, что на протяжении горячей прокатки первичные интерметаллиды могут дробиться, тем самым уменьшаясь в размере. Количество дисперсоидов, наоборот, может увеличиваться за счет их выпадения, а их размер – расти за счет коагуляции.

Поэтому недостаточно оценить размер частиц перед входом в непрерывную клетку, необходимо также иметь сведения о том, как они изменяются в ходе всего процесса. Для этих целей был проведен эксперимент на стане промышленной прокатки «Кварто 2800». Стоит отметить, что частицы сильно изменяют размеры в ходе предшествующей горячей прокатки гомогенизации, однако для всех исследуемых сплавов ее оптимальные режимы (с точки зрения склонности металла к разрушению) уже найдены и внедрены в производственную практику. Поэтому исследования будут проводиться только для применяющихся в промышленности режимов гомогенизации.

Для проведения эксперимента в кристаллизатор скольжения были вылиты слитки из сплавов А5, Д16, АК4, 3005, 3104, Амц, АМг2, АМг3, 1565ч, 5182, 1570, 6016, 6061, В95пч, 8011. После этого проводилась их гомогенизация, затем осуществлялась прокатка в реверсивной клетке. После выхода из реверсивной клетки металл охлаждался эмульсионной жидкостью для фиксации структуры, из середины заготовки вырезались образцы, которые отправлялись на исследования количества и размеров частиц второй фазы с помощью методов сканирующей микроскопии. После этого для всех указанных сплавов совершалась прокатка в непрерывном стане по режимам, приведенным в таблице 2.4, схема которой приведена на рисунке 2.4.

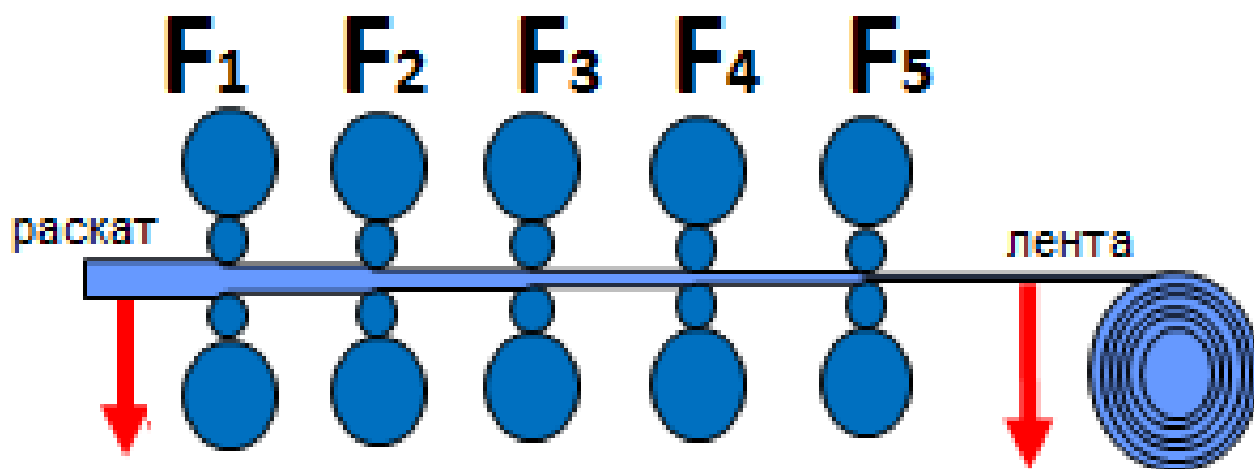


Рисунок 2.4 – Схема отбора образцов
из непрерывной группы прокатного стана «Кварто 2800»

По завершении прокатки полоса опять резко охлаждалась, а из середины выбирались образцы для изучения размера и распределения частиц второй фазы.

Таблица 2.4 – Горячая прокатка сплава А5 в непрерывной группе

Сплав	Параметры ТМО	Вход в непрерывную группу	Клеть № F1	Клеть № F2	Клеть № F3	Клеть № F4	Клеть № F5
А5	Толщина, мм	90	30	18	11	6,5	7,00
	Скорость вращения валков, м/мин	–	24	43	71	127	207
	Температура, °С	455	–	–	–	–	345
Д16	Толщина, мм	35	20	13	9	6,5	5,0
	Скорость вращения валков, м/мин	–	64	111	156	226	287
	Температура, °С	435	–	–	–	–	340
АК4	Толщина, мм	40	22	15	11	8	5,5
	Скорость вращения валков, м/мин	–	42	72	106	144	189
	Температура, °С	450	–	–	–	–	335
3005	Толщина, мм	70	38	22	13	8	4,0
	Скорость вращения валков, м/мин	–	30	54	91	152	254
	Температура, °С	490	–	–	–	–	340
3104	Толщина, мм	50	28	18	12	6,5	3,5
	Скорость вращения валков, м/мин	–	24	39	64	116	216
	Температура, °С	470	–	–	–	–	335
АМц	Толщина, мм	80	40	22	12	7	4

Таблица 2.4 – Продолжение

Сплав	Параметры ТМО	Вход в непрерывную группу	Клеть № F1	Клеть № F2	Клеть № F3	Клеть № F4	Клеть № F5
АМц	Скорость вращения валков, м/мин	–	26	51	98	173	296
	Температура, °С	435	–	–	–	–	330
АМг2	Толщина, мм	55	31	20	12,5	8	5,2
	Скорость вращения валков, м/мин	–	26	46	72	119	184
	Температура, °С	455	–	–	–	–	345
АМг3	Толщина, мм	50	30	20	13,5	9	6,50
	Скорость вращения валков, м/мин	–	28	46	71	112	155
	Температура, °С	435	–	–	–	–	340
1565ч	Толщина, мм	35	23	18	13,5	10	6,80
	Скорость вращения валков, м/мин	–	33	48	65	92	128
	Температура, °С	460	–	–	–	–	355
5182	Толщина, мм	35	19	12	7,5	4,5	2,4
	Скорость вращения валков, м/мин	–	31	57	92	165	285
	Температура, °С	450	–	–	–	–	350
1570	Толщина, мм	40	23	14,5	10	7	6,0
	Скорость вращения валков, м/мин	–	43	69	106	143	179
	Температура, °С	435	–	–	–	–	355

Таблица 2.4 – Окончание

Сплав	Параметры ТМО	Вход в непрерывную группу	Клеть № F1	Клеть № F2	Клеть № F3	Клеть № F4	Клеть № F5
6061	Толщина, мм	70	41	25	15,5	10	6,5
	Скорость вращения валков, м/мин	–	35	59	95	154	240
	Температура, °C	425	–	–	–	–	415
6016	Толщина, мм	50	44	20	9	3,4	–
	Скорость вращения валков, м/мин	–	24	51	113	222	–
	Температура, °C	455	–	–	–	315	–
В95пч	Толщина, мм	40	22	15	10	7,5	6,0
	Скорость вращения валков, м/мин	–	45	73	102	138	178
	Температура, °C	485	–	–	–	–	360
8011	Толщина, мм	80	–	41	22	11	6,5
	Скорость вращения валков, м/мин	–	–	28	54	108	188
	Температура, °C	470	–	–	–	–	335

2.3.1 Описание методики исследования и процесса приготовления шлифов

Для исследования на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL 6390А методика подготовки образцов (механическое шлифование и полирование, электрополирование) аналогична вышеописанной. Электрополирование шлифов проводили при температуре 85–110 °C и напряжении 10–30 В в электролите состава:

– H₃PO₄ 500 мл; – H₂SO₄ 300 мл; – CrO₃ 50 г; – H₂O 50 мл.

Изображение с увеличением, достаточным для подсчета доли фаз, снималось с использованием детектора обратно-отраженных электронов. Для эффективного подсчета фаз контрастность изображения максимально увеличивалась до появления «шумовых» точек. С помощью программы ImageJ проводилась обработка изображения до нужного контраста алюминиевой матрицы и вторичных фаз. При такой методике статистика велась либо по светловыделенным дисперсоидам, либо по темновыделенным в зависимости от режима контрастирования, так как контраст создавался из темного фона подложки либо светлого. Если темновыделенных дисперсоидов было менее 0,1 %, то принималось решение не учитывать их в статистических данных. Для каждого случая приводилось 10 съемок для набора статистики, необходимой для более точного определения размеров и распределения частиц вторичных фаз. Расчет фаз происходил с разным увеличением, что позволило исследовать как крупные интерметаллидные частицы, так и дисперсоиды. С помощью микрорентгеноспектрального анализа проводился химический анализ крупных интерметаллидных частиц.

2.4 Определение подвижности границ

Рассмотрим подход, которым можно найти коэффициенты, описывающие мобильность зеренных границ. Для расчета доли рекристаллизованного объема используется уравнение Аврами в форме (2.9):

$$X_{rec} = 1 - \exp\left(-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^n\right), \quad (2.9)$$

где $t_{0,5}$ – время, необходимое для протекания 50 % рекристаллизации. Этот показатель характеризует историю термомеханической обработки материала (температура деформации, степень деформации и скорость деформации).

$t_{0,5}$ определяют по следующей формуле:

$$t_{0,5} = Cd_0^c \varepsilon^a Z^b \exp\left(\frac{Q_{rec}}{RT_{rec}}\right), \quad (2.10)$$

где ε – степень деформации;

T_{rec} – температура отжига в К;

R – универсальная газовая постоянная $\approx 8,31$ Дж/(моль·К);

d_0 – начальный размер зерна (для расчетов принят постоянным, 200 мкм, поскольку это средний размер исходных экспериментальных образцов, отобранных из одного места одного и того же слитка).

Таким образом, имея зависимость доли рекристаллизованного объема от времени и зная количество зародышей, можно найти скорость движения межзеренных границ. Последняя, в свою очередь, определяется соотношениями (1.5) и (1.7). Значения движущей и тормозящей силы рекристаллизации P_D и P_Z подсчитываются по формулам (1.3) и (1.6). Коэффициенты, необходимые для расчета, определяются из результатов экспериментов, которые будут указаны ниже.

Для эффективного использования модели необходимо знать значения M_0 и Q_{GB} . Для того чтобы найти эти значения, применяется методика, основанная на обработке данных микроструктуры образцов, прокатанных при заданной температуре и скорости деформации и выдержанных при определенной температуре отжига. Время выдержки варьировалось, образцы по окончании времени выдержки подвергались быстрому охлаждению. При деформации разных сплавов имелись свои особенности.

1. Образцы сплава 8011 нагревались в лабораторной электропечи, прокатывались на лабораторном стане. Затем отжигались при разных температурах с разным временем выдержки. Исходный материал отбирался от горячекатаного сплава толщиной 80 мм, прокатанного из полунепрерывно литого слитка толщиной 500 мм. Образцы с номерами 10–12 представлены в таблице 3.4.

2. Образцы из сплавов А5, Д16, АК4, 3005, 3104, Амц, АМг2, АМг3, 6016, 6061, В95пч, 8011 отбирались на промышленном стане горячей прокатки. В качестве образцов использовалась обрезь после кромкообрезных ножниц, установленных в линии стана. Таким образом удавалось зафиксировать деформированную структуру через 1 секунду после окончания проката.

3. Образцы сплавов 5182 и 1565 размером 10x100x250 мм прокатывались при разных температурах (300, 350, 400, 450 °C) со скоростью деформации 3 и 8 с⁻¹. Исходный материал отбирался от литых гомогенизированных слитков толщиной 500 мм. Образцы, полученные на лабораторном и промышленном станах, подвергались отжигу, затем передавались для исследования микроструктуры.

Полученные данные позволили построить кривые зависимости рекристаллизованного объема от времени в соответствии с температурно-скоростными параметрами и вычислить значение G – скорости движения границ зерен. Затем вычисляли значения P_D и P_Z , а зная эти данные, M_0 и Q_{GB} .

2.4.1 Методика микроструктурного анализа, подготовки к нему шлифов и подсчета средней величины зерна

Для изучения структуры и подсчета величины зерна использовали оптическую микроскопию и метод секущих. Микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе Axiovert-40 MAT.

Для исследований были подготовлены шлифы размером 15x30 мм в долевом и поперечном сечениях. Подготовка микрошлифов включала вырезку образцов, механическое шлифование и полирование, электрополирование.

Для резки микрошлифов используется отрезной станок Discotom-6 со скоростью подачи не более 0,25 мм/с. Постоянная подача охлаждающей жидкости исключает разогрев металла. Механическое шлифование и полирование микрошлифов осуществляется на автоматическом станке Saphir-550. Образцы после механического полирования подвергают электрополированию во фтороборном электролите состава:

– H_3BO_3 11 г; HF 30 мл; H_2O 2200 мл.

Электрополирование ведут при комнатной температуре и напряжении 30–35 В. Микрошлифы зажимаются пинцетом, их рабочая поверхность

погружается в сосуд с электролитом на глубину 1–10 мм. Во избежание окисления шлифа его погружают в электролит и удаляют из электролита под напряжением. Время полирования, как правило, составляет 15–90 с. По окончании процесса шлиф промывают в сосуде с теплой водой, затем в холодной проточной воде, обсушивают фильтровальной бумагой.

После электрополирования структуру смотрят в поляризованном свете, под действием которого элементы с разной кристаллографической ориентацией и толщиной анодной пленки окрашиваются в разные цвета.

Средний размер зерна определяется методом подсчета пересечений зерен (методом секущих). Определение величины зерна производят при таком увеличении, чтобы в поле зрения находилось целиком 80–200 зерен. Для определения средней величины зерна выбирают не менее 8 секущих в 8 местах. В качестве секущей служит линейка окуляр-микрометра. Располагая линейку вдоль, поперек направления деформации и под углом 45° , подсчитывают количество зерен (n), пересекаемых этой секущей. Затем по формуле (2.11) определяется средний размер зерна:

$$D_{\text{ср}} = \frac{L \cdot k}{\sum n}, \quad (2.11)$$

где L – длина линейки окуляр-микрометра, мм;

k – число секущих;

n – сумма зерен, пересекаемых всеми секущими.

2.5 Экспериментальные исследования формирования текстур деформации на непрерывном стане горячей прокатки

Как было показано в литературном обзоре, наименее изученным процессом термомеханической обработки алюминиевых сплавов является их прокатка в непрерывных группах. Данный процесс отличается скоростями деформации до 100 с^{-1} , а следовательно, и высокой производительностью. Для изучения

эволюции текстуры в его ходе, а также апробации математической модели применялся промышленный эксперимент на непрерывном стане промышленной прокатки «Кварто 2800». Отметим, что использование промышленного оборудования связано прежде всего с невозможностью достигнуть температурно-скоростных условий высокоскоростной термомеханической обработки как на современных пластомерах, так и на лабораторных станах.

Основы методики промышленного эксперимента на стане горячей прокатки с целью определения основных текстурных компонент были взяты из работ ученых Самарского университета [61, 79, 99], в то же время режимы термомеханической обработки, приведенные в таблице 2.6, ранее не исследовались. Определение количества основных текстурных компонент осуществлялось согласно методике, изложенной в работах [16, 17, 79, 99]. Еще одним отличием является отбор карточек не только по середине толщины заготовки, но и от поверхности раската для сплавов 3014 и 5182 с целью апробации модели на способность рассчитывать распределение текстуры по толщине заготовки.

2.5.1 Пятиклетьевого стан горячей прокатки «Кварто»

Непрерывная пятиклетьевого группа состоит из пяти клеток типа «Кварто» с порядковыми номерами F1, F2, F3, F4, F5.

Характеристика непрерывной группы приведена в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Техническая характеристика пятиклетьевого непрерывной группы

№	Технический параметр клетки	Величина параметра
1	Диаметр рабочих валков, мм	650÷630
2	Диаметр опорных валков, мм	1400÷1350
3	Длина бочки рабочих и опорных валков, мм	2800
4	Максимальная ширина прокатываемой горячекатаной полосы, мм	2300
5	Максимальная толщина прокатываемой горячекатаной полосы, мм	2,3–27
6	Максимально допустимое усилие при прокате, МН	24,5

Таблица 2.5 – Окончание

7	Максимальная скорость прокатки в клети, м/мин	
7.1	F1	72
7.2	F2	90
7.3	F3	134,4
7.4	F4	270
7.5	F5	324
8	Минимальная скорость прокатки в клети F1, м/мин	16
9	Номинальная мощность двигателя каждой клети, кВт	4200

Для борьбы с заалюминиванием рабочие валки каждой клети оснащены щеточными устройствами, которые, в свою очередь, оснащены системой осцилляции. Также стан оснащен системой балансировки и противоизгиба валков с усилием до 3000 кН, клети F4, F5 оборудованы гидронажимными устройствами. Толщина прокатанной полосы измеряется и регистрируется рентгеновским толщиномером (тип M215), также на выходе из стана измеряется профиль полосы рентгеновским профилемером (тип M215P). Система охлаждения валков состоит из 2 балок с пневматическими клапанами, в каждой балке по 27 сопел, объем потока может достигать 70 л/мин. Также имеются смазочные коллекторы с общим расходом по 14 л/мин. Система автоматического управления натяжением производит одновременное изменение скоростей всех клетей, в автоматическом режиме одинаково в процентном соотношении, при изменении оператором скорости клети F5 (базовая клеть).

2.6 Исследование методом просвечивающей микроскопии

Для сплавов 1565ч и 1570, также дополнительно к сканирующей электронной микроскопии была сделана просвечивающая микроскопия с целью исследования наночастиц, содержащих наночастицы Al_3Zr , $Al_3(ScZr)$. Состояния поставок, для которых проводилось исследование данных сплавов, представлены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Режим термомеханических обработок для сплавов 1565ч и 1570

Сплав	Режимы прокатки	
	350 °С	450 °С
1565	Литой	Литой
	Отжиг 350, 2 ч	Отжиг 350, 2 ч
1570	Литой	Литой
	Отжиг 350, 2 ч	Отжиг 350, 2 ч

Исследование проводилось на просвечивающем электронном микроскопе Теснаі G2 F20 S-TWIN TMP с термополевым катодом при ускоряющем напряжении 200 кВ. Изучение химического состава структурных составляющих проводили методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) при помощи детектора X-Max 80T в диапазоне энергий 0–10 кэВ. Энергетическое разрешение детектора составляет 122 эВ.

Подготовка образцов к исследованию осуществлялась в следующей последовательности: вырезка на электроэрозионном станке «Арта 120» дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,3 мм; механическое утонение на бумаге SiC с обеих сторон; электролитическая полировка на установке Tenipol-5 в азотно-спиртовом электролите. Режим полировки: –38 °С, 16 В. Образцы 7-3 и 7-4 после электролитической полировки подвергались ионному утонению на установке PIPS II в среде ионизированного аргона при ускоряющем напряжении 3,5 кВ.

В большинстве случаев спектр отдельных частиц перекрывается спектром алюминиевой матрицы ввиду малых размеров самих частиц. Это приводит к кажущемуся повышенному содержанию Al в составе частиц. Вывод о действительной стехиометрии частиц и принадлежности ее к определенной фазе делался на основании соотношения количества элементов: в случае S-фазы (Al_2CuMg) – соотношение Cu:Mg близко к 1:1; в случае T-фазы ($\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) – соотношение Mn:Cu близко к 3:2; принадлежность к фазе Al_6Mn подтверждается только на частицах, проходящих через всю толщину фольги и имеющих

соотношение Al:Mn, близкое к 6:1. Для малых частиц с повышенным содержанием Mn утверждения о принадлежности к фазе Al_6Mn не делается. Природа частиц Al_3Sc подтверждается либо наличием сверхструктурных рефлексов на электронограммах, либо прямым изображением (HRTEM) кристаллической решетки отдельных частиц.

Глава 3. ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Цель данной главы – разработка эффективной модели, позволяющей адекватно моделировать процессы формирования текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов. Для эффективного расчета эволюции текстуры в ходе деформации необходимо иметь данные о начальной температуре, напряженно-деформированном состоянии, а также энергосиловые параметры термомеханической обработки.

Следующей задачей является создание модели эволюции текстуры при рекристаллизации в междеформационной паузе. Сама модель должна позволять оценить развитие основных текстурных компонент в процессе рекристаллизации. Для этого прежде всего необходимо знать количество текстур, образовавшихся в ходе предшествующей деформации, и оценивать кинетику рекристаллизации, что, в свою очередь, требует возможности расчета процессов тепломассообмена.

Отметим еще раз, что одной из задач данной работы является создание мезомодели эволюции текстуры при горячей деформации, способной применяться в реальных технических системах. Для расчета температурного поля, напряженного состояния и энергосиловых параметров деформации в данном случае использовались авторские модели, развитые в работах [173–185].

Схематически работу подобной модели можно представить в виде блок-схемы (рисунок 3.1).

С основными положениями представленной в диссертационной работе мезомодели можно ознакомиться в работах [8, 70, 167, 186–190].



Рисунок 3.1 – Принципиальная схема модели расчета кристаллографической структуры в непрерывном стане

3.1 Моделирование эволюции текстуры в процессе деформации

Следует отметить, что одним из требований к создаваемой модели является достижение максимальной скорости расчета при необходимой для инженерных задач точности расчетов, которая в том числе необходима для определения распределения текстурной композиции по высоте заготовки. Поэтому использование простых феноменологических моделей, описанных, например, в разделе 1.6.1.4, будет существенно снижать необходимую точность. Исходя из этого, в данной работе используется тейлоровский подход с полными ограничениями, как требующий намного меньше вычислительных затрат по сравнению с GIA-, LAMEL- и ALAMEL-подходами. Кроме того, в данный метод был внесен ряд изменений для максимального ускорения расчетов [186, 188]. Следует также отметить, что применяемый метод позволяет находить упрочнение непосредственно из условий кристаллографической пластичности.

3.1.1 Формулировка задачи расчета изменения текстурных составляющих материала при деформации и сделанные допущения

Формулировка. Для материального объема поликристаллического материала, подвергнутого деформации, требуется определить изменения кристаллографических ориентаций входящих в него кристаллитов.

Исходными данными для решения являются зависимости:

- количество N входящих в объем кристаллитов и их исходные ориентировки, заданные углами Эйлера $\varphi_1, \theta, \varphi_2$;
- поле скоростей для материального объема $\bar{V}(x_1, x_2, x_3, \tau)$;
- соотношения, определяющие зависимость критического скалывающего напряжения от величины и скорости сдвиговой деформации в данной системе скольжения.

Допущения, связанные с использованием теории полных ограничений в формулировке Тейлора:

- все кристаллиты подвержены одной и той же деформации;
- вся пластическая деформация происходит множественным относительным скольжением кристаллографических плоскостей;
- из множества вариантов скольжения по кристаллографическим плоскостям, реализующим заданную деформацию, действительным считается тот, который доставляет минимум рассеиваемой мощности.

Дополнительное допущение:

- рассматриваются варианты скольжения по наборам из 5 возможных плоскостей скольжения, из рассмотрения исключаются наборы, в которых плоскости скольжения не являются линейно независимыми.

При решении задачи используется дискретизация по времени. В формализованном виде постановка задачи имеет следующий вид, на каждом по времени необходимо обеспечить минимальное значение выражения для мощности пластической:

$$\min_j \sum_{k=1}^5 \tau_{ikj}^{\text{кр}} \dot{\gamma}_{ikj},$$

где j – индекс набора линейно независимых систем скольжения;

i – система скольжения номера k из набора j ;

$\tau_{ikj}^{\text{кр}}$ – критическое скалывающее напряжение на системе скольжения;

$\dot{\gamma}_{ikj}$ – величина скорости сдвиговой деформации.

Минимум должен достигаться при одновременном достижении условия накладываемого на $\dot{\gamma}_{ikj}$, смысл которого состоит в том, что деформация скольжением по кристаллографическим плоскостям должна быть равна макроскопической деформации, приложенной ко всему объему.

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial V_1}{\partial x_1} & \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_2} + \frac{\partial V_2}{\partial x_1}\right)/2 & \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_1}\right)/2 \\ \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_2} + \frac{\partial V_2}{\partial x_1}\right)/2 & \frac{\partial V_2}{\partial x_2} & \left(\frac{\partial V_2}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_2}\right)/2 \\ \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_1}\right)/2 & \left(\frac{\partial V_2}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_2}\right)/2 & \frac{\partial V_3}{\partial x_3} \end{bmatrix} = \sum_{k=1}^5 \dot{\gamma}_{ikj} \begin{bmatrix} m_1^{ikj} n_1^{ikj} & (m_1^{ikj} n_1^{ikj} + m_2^{ikj} n_2^{ikj})/2 & (m_1^{ikj} n_1^{ikj} + m_3^{ikj} n_3^{ikj})/2 \\ (m_1^{ikj} n_1^{ikj} + m_2^{ikj} n_2^{ikj})/2 & m_2^{ikj} n_2^{ikj} & (m_2^{ikj} n_2^{ikj} + m_3^{ikj} n_3^{ikj})/2 \\ (m_1^{ikj} n_1^{ikj} + m_3^{ikj} n_3^{ikj})/2 & (m_3^{ikj} n_3^{ikj} + m_2^{ikj} n_2^{ikj})/2 & m_3^{ikj} n_3^{ikj} \end{bmatrix},$$

где $\langle n_1^{ikj} \ n_2^{ikj} \ n_3^{ikj} \rangle$ – нормаль к плоскости скольжения для системы i_{kj} ;

$\langle m_1^{i_{kj}} \quad m_2^{i_{kj}} \quad m_3^{i_{kj}} \rangle$ – направление скольжения для системы скольжения i_{kj} .

Однозначность решения обеспечивается выбором закона упрочнения.

Матрица поворота для кристаллита вычисляется как

$$[R] = - \begin{bmatrix} 0 & \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_2} - \frac{\partial V_2}{\partial x_1} \right) / 2 & \left(\frac{\partial V_1}{\partial x_3} - \frac{\partial V_3}{\partial x_1} \right) / 2 \\ \left(-\frac{\partial V_1}{\partial x_2} + \frac{\partial V_2}{\partial x_1} \right) / 2 & 0 & \left(\frac{\partial V_2}{\partial x_3} - \frac{\partial V_3}{\partial x_2} \right) / 2 \\ \left(-\frac{\partial V_1}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_1} \right) / 2 & \left(-\frac{\partial V_2}{\partial x_3} + \frac{\partial V_3}{\partial x_2} \right) / 2 & 0 \end{bmatrix}$$

$$+ \sum_{k=1}^5 \dot{\gamma}_{i_{kj}} \begin{bmatrix} m_1^{i_{kj}} n_1^{i_{kj}} & \left(m_1^{i_{kj}} n_1^{i_{kj}} - m_2^{i_{kj}} n_2^{i_{kj}} \right) / 2 & \left(m_1^{i_{kj}} n_1^{i_{kj}} - m_3^{i_{kj}} n_3^{i_{kj}} \right) / 2 \\ \left(-m_1^{i_{kj}} n_1^{i_{kj}} + m_2^{i_{kj}} n_2^{i_{kj}} \right) / 2 & m_2^{i_{kj}} n_2^{i_{kj}} & \left(m_2^{i_{kj}} n_2^{i_{kj}} - m_3^{i_{kj}} n_3^{i_{kj}} \right) / 2 \\ \left(-m_1^{i_{kj}} n_1^{i_{kj}} + m_3^{i_{kj}} n_3^{i_{kj}} \right) / 2 & \left(-m_3^{i_{kj}} n_3^{i_{kj}} + m_2^{i_{kj}} n_2^{i_{kj}} \right) / 2 & m_3^{i_{kj}} n_3^{i_{kj}} \end{bmatrix}.$$

Матрица поворота используется для расчета изменения ориентации кристаллита. Детали преобразования соотношений к виду, удобному для решения, и описание алгоритма решения приведены в следующих разделах настоящей главы.

3.1.2 Кинематические соотношения и упрочнение

Рассмотрим кинематику процесса деформации монокристалла. Деформация бесконечно малого линейного элемента определяется градиентом деформации:

$$F = \frac{\partial x}{\partial X}, \quad (3.1)$$

где x и X – координаты в конечной и исходной конфигурации.

Упругие деформации не рассматриваются, поэтому деформация монокристалла условно разбита на два этапа (рисунок 3.2).

На первом этапе происходит пластическая деформация путем скольжения по кристаллографическим плоскостям, на втором – поворот кристаллической решетки без деформации. Формально сказанное выражается соотношением

$$F = RF^P. \quad (3.2)$$

В данном мультипликативном разложении R представляет собой матрицу поворота, компоненты которой неизвестны и подлежат определению при расчете, а F^P – пластическую деформацию путем скольжения по кристаллографическим плоскостям. Для описания F^P необходимо ввести понятие о системе скольжения.

Она определяется как совокупность кристаллографической плоскости, в которой происходит скольжение, и направления сдвига (рисунок 3.2 а, б). Каждому типу кристаллической решетки соответствует определенный набор систем скольжения, индексируемый в данной работе как α . Система скольжения характеризуется нормалью к плоскости скольжения n^α и направлением сдвига m^α .

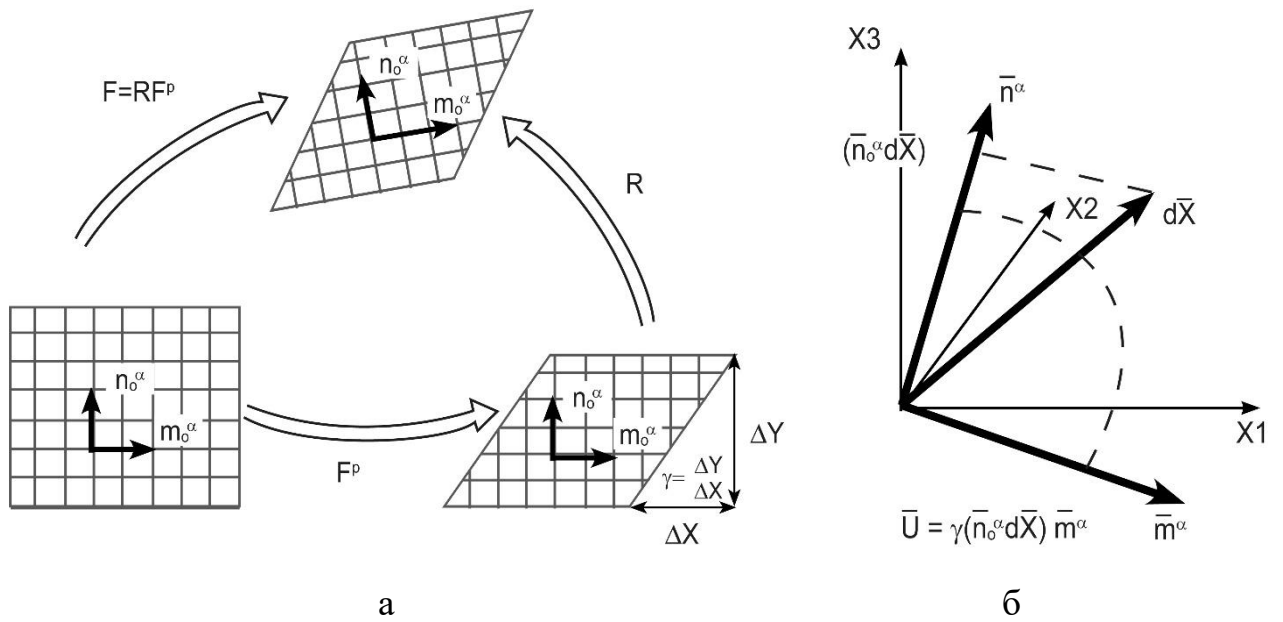


Рисунок 3.2 – Кинематика перемещений и изменения ориентации решетки при скольжении дислокаций по плоскостям кристаллической решетки

При деформации в результате скольжения дислокаций по кристаллографическим плоскостям абсолютное значение перемещения точки, определяемой вектором \overline{dX} (рисунок 3.2 б), будет равно произведению межплоскостного расстояния, определяемого скалярным произведением $(\overline{n_o^\alpha} \overline{dX})$,

на относительный сдвиг γ^α . Определение относительного сдвига: $\gamma^\alpha = \frac{\Delta x}{\Delta y}$.

При этом направление перемещения совпадет с направлением сдвига $\overline{m_o^\alpha}$.

Поэтому перемещение может быть выражено как

$$\overline{u^{P\alpha}} = \gamma^\alpha (\overline{n_o^\alpha} \overline{dX}) \overline{m_o^\alpha} = \gamma^\alpha (\overline{n_o^\alpha} \otimes \overline{m_o^\alpha}) \overline{dX}.$$

При скольжении по более чем одной плоскости:

$$\overline{u}^P = \left(\sum_{\alpha=1}^{12} \gamma^\alpha \left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right) \right) \overline{dX}, \quad (3.3)$$

тогда скорость движения материала при пластической деформации, без учета вращения выраженного \overline{R} (рисунок 3.2 а, б), равна

$$\overline{v} = \frac{\partial \overline{x}}{\partial t} = \frac{\partial \left[\overline{X} + \left(\sum_{\alpha=1}^{12} \gamma^\alpha \left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right) \right) \overline{dX} \right]}{\partial t} = \left(\sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha \left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right) \right) \overline{dX}.$$

Тогда градиент скорости, обусловленный только пластической деформацией, т.е. без учета вращения, в исходной системе будет выражаться как

$$L^P = \frac{\partial \overline{v}}{\partial \overline{X}} = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha \left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right), \quad (3.4)$$

где $T^\alpha = \left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right)$ – тензор Шмидта. Далее обозначаем симметричную часть тензора Шмидта:

$$P^\alpha = \frac{1}{2} (T^\alpha + T^{\alpha T}) = \frac{1}{2} \left(\left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right) + \left(\overline{m}_0^\alpha \otimes \overline{n}_0^\alpha \right) \right);$$

кососимметричную часть обозначаем как

$$Q^\alpha = \frac{1}{2} (T^\alpha - T^{\alpha T}) = \frac{1}{2} \left(\left(\overline{n}_0^\alpha \otimes \overline{m}_0^\alpha \right) - \left(\overline{m}_0^\alpha \otimes \overline{n}_0^\alpha \right) \right).$$

Градиент скорости пластической деформации:

$$L^P = d^g + w^g = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha P^\alpha + \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^\alpha Q^\alpha. \quad (3.5)$$

Макроскопическое движение сплошной среды включает пластическую деформацию и поворот:

$$\begin{aligned} L = d + w &= \dot{F} F^{-1} = \left(R \dot{F}^P \right) \left(R F^P \right)^{-1} = \dot{R} R^{-1} + R \dot{F}^P F^{P-1} R^{-1} = \dot{R} R^{-1} + R \dot{L}^P R^{-1} = \\ &= \dot{R} R^{-1} + R \left(d^g + w^g \right) R^{-1}. \end{aligned} \quad (3.6)$$

Согласно представлениям Тейлора, градиенты скорости одинаковы для всех зерен и равны макроскопическому градиенту скорости, поэтому с учетом (3.5) и (3.6) получаем два соотношения для величин w и d :

$$\dot{w} = \dot{R} R^{-1} + R \dot{w}^g R^{-1}; \quad (3.7)$$

$$\dot{d} = \dot{d}^g = \sum_{\alpha=1}^{12} \dot{\gamma}^{\alpha} P^{\alpha}.$$

Первое из соотношений преобразуется к виду:

$$\dot{R} = (\dot{w} - \dot{w}^g) R. \quad (3.8)$$

Рассматриваем вязкопластическое соотношение для определения связи скорости скольжения $\dot{\gamma}^{\alpha}$ и скалывающего напряжения, действующего в системе скольжения:

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = f(\tau_r^{\alpha}, \tau_c^{\alpha}, \Theta), \quad (3.9)$$

где τ_r^{α} – скалывающее напряжение в системе скольжения α ;

τ_c^{α} – критическое скалывающее напряжение в системе скольжения α ;

Θ – температура.

Конкретный вид соотношения, используемый при расчетах:

$$f^{\alpha} = \gamma_0^{\alpha} \left(\frac{\tau_r^{\alpha}}{\tau_c^{\alpha}} \right)^m, \quad (3.10)$$

где γ_0^{α} – базовое значение скорости сдвиговой деформации по системе скольжения α ;

m – показатель скоростного упрочнения.

При пластической деформации происходит упрочнение. Когда она моделируется скольжением кристаллографических плоскостей, упрочнение выражается ростом величины критического скалывающего напряжения τ_c^{α} . Выражая τ_c^{α} через скорости скольжения, используем (3.9) и (3.10):

$$\tau_r^{\alpha} = \tau_c^{\alpha} \left(\frac{\dot{\gamma}^{\alpha}}{\dot{\gamma}_0^{\alpha}} \right)^{1/m}. \quad (3.11)$$

Для расчета производной по времени от τ_c^{α} используются формулы:

$$\dot{\tau}_c^{\alpha} = H_0 \frac{(\tau_s - \tau_c^{\alpha})}{(\tau_s - \tau_0)} \sum_{\beta=1}^{12} \dot{\gamma}^{\beta}; \quad \tau_c^{\alpha}(0) = \tau_0; \quad (3.12)$$

$$\tau_s = \tau_{s0} \left(\frac{\sum_{\beta=1}^{12} \dot{\gamma}^\beta}{\dot{\gamma}_{s0}} \right)^{m^*}, \quad (3.13)$$

где $m = 20$; $m^* = 0,005$; $\tau_{s0} = 330$ МПа; $\dot{\gamma}_0 = 1,0 \text{ с}^{-1}$; $H_0 = 200$ МПа; $\dot{\gamma}_{s0} = 5e+10 \text{ с}^{-1}$; $\tau_0 = 210$ МПа являются параметрами настройки модели; значения, так же как и формулы (3.11–3.13), взяты из работы [129] и должны быть уточнены для сплавов и режимов обработки.

3.1.3 Расчет формирования текстур

В случае несжимаемой среды симметричная часть тензора скорости деформации, обозначенная как d в соотношении (3.7), содержит, как следствие равенства нулю суммы диагональных элементов, только 5 независимых компонент. Вклад каждой системы скольжения $\dot{\gamma}^\alpha P^\alpha$ также представляет собой симметричную матрицу, у которой сумма диагональных элементов равна 0, так как сумма диагональных элементов $m_i^\alpha n_i^\alpha$ является скалярным произведением ортогональных векторов, нормали к плоскости скольжения и направления скольжения, вектор которого лежит в плоскости скольжения.

Матрица M симметричного тензора с равной 0 суммой диагональных компонент может быть представлена в векторной форме:

$$\begin{aligned} V_1 &= \frac{(\sqrt{3}+1)M_{3,1} + (\sqrt{3}-1)M_{22}}{2}; \\ V_2 &= \frac{(\sqrt{3}-1)M_{13} + (\sqrt{3}+1)M_{22}}{2}; \\ V_3 &= \sqrt{2}M_{12}; \\ V_4 &= \sqrt{2}M_{23}; \\ V_5 &= \sqrt{2}M_{31}. \end{aligned} \quad (3.14)$$

Если применить преобразование (3.14) к соотношению (3.7), то это соотношение примет вид:

$$d^V = \begin{bmatrix} d_1^V \\ d_2^V \\ d_3^V \\ d_4^V \\ d_5^V \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} P_{\alpha 1}^V & P_{\beta 1}^V & P_{\vartheta 1}^V & P_{\delta 1}^V & P_{\varepsilon 1}^V \\ P_{\alpha 2}^V & P_{\beta 2}^V & P_{\vartheta 2}^V & P_{\delta 2}^V & P_{\varepsilon 2}^V \\ P_{\alpha 3}^V & P_{\beta 3}^V & P_{\vartheta 3}^V & P_{\delta 3}^V & P_{\varepsilon 3}^V \\ P_{\alpha 4}^V & P_{\beta 4}^V & P_{\vartheta 4}^V & P_{\delta 4}^V & P_{\varepsilon 4}^V \\ P_{\alpha 5}^V & P_{\beta 5}^V & P_{\vartheta 5}^V & P_{\delta 5}^V & P_{\varepsilon 5}^V \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cdot \\ \gamma^\alpha \\ \cdot \\ \gamma^\beta \\ \cdot \\ \gamma^\vartheta \\ \cdot \\ \gamma^\delta \\ \cdot \\ \gamma^\varepsilon \end{bmatrix}, \quad (3.15)$$

где d^V – векторное представление симметричной части градиента скорости макроскопического объема;

$P_{\alpha i}^V$ – i -я компонента векторного представления тензора Шмидта для систем скольжения с индексом $\alpha(\beta, \vartheta, \delta, \varepsilon)$;

\cdot
 γ^α – скорость сдвиговой деформации по системе скольжения α (определяется на рисунке 3.2 а, б).

Соотношение (3.15) показывает, что любая заданная деформация кристаллита, сохраняющая объем, может быть представлена как скольжение по пяти системам, для которых векторные представления линейно независимы, иначе говоря, образуют базис. Такое представление неоднозначно, необходим критерий выбора набора векторов, или, что то же самое, набора активных систем скольжения. В теории Тейлора используется критерий минимизации мощности деформации:

$$W = \sum_{\alpha=1}^{12} \tau_r^\alpha \dot{\gamma}^\alpha \rightarrow \min, \quad (3.16)$$

где τ_r^α – действующее напряжение на данной системе скольжения, определяемое соотношением (3.16).

Если предположить, что параметр m в соотношении (3.11) стремится к бесконечности, то скоростное упрочнение отсутствует, и на каждой активной системе скольжения действует постоянное скалывающее напряжение τ_c^α . В этом случае поиск минимума (3.16) сводится к задаче линейного программирования. Однако при использовании методов линейного программирования решение

получается неоднозначное. Использование законов упрочнения, выраженных (3.10), (3.11) и (3.12), делают решение однозначным, но задача становится нелинейной.

В настоящей работе предлагается следующий способ решения. Из имеющихся 12 векторов P^α , соответствующих системам скольжения в гранецентрированной кубической решетке, можно составить 384 линейно независимые комбинации. Каждая из таких комбинаций соответствует матрице в выражении (3.15). Это означает, что каждой симметричной части градиента скоростей d или d^V соответствуют 384 разных варианта реализации деформации путем сдвига по системам скольжения. Для каждой реализации известен вектор скоростей сдвига и, следовательно, можно вычислить мощность деформации W и перебором определить набор систем скольжения и скоростей сдвига, обеспечивающих минимум данной величины. При этом для вычисления действующего на данной системе скольжения напряжения можно использовать зависимость упрочнения от скорости сдвига, чем обеспечивается единственность решения. В принципе при таком подходе можно использовать и более сложные модели упрочнения.

Исходными данными для расчета является вычисленное допущение об изотропности среды поля скоростей в деформированном объеме. Расчет производится по следующему алгоритму:

1. Вводится набор из углов Эйлера для каждого из N кристаллитов. Углы Эйлера вводятся с использованием генератора случайных чисел. При этом может моделироваться наличие преимущественных ориентировок.

2. Производится вычисление представления в виде пятимерных векторов P_α^V , где $\alpha = 1 \dots 12$ для систем скольжения. Далее вычисление производится в системе координат, связанной с кристаллической решеткой.

3. Производится вычисление матрицы ориентировки кристаллической решетки каждого из зерен относительно системы координат образца с учетом поворота. На первом шаге матрица поворота принимается равной единичной матрице, т.е. поворот отсутствует.

4. По времени вычисляется градиент скорости L и его симметричная и кососимметричная части d и w . Симметричная часть преобразуется в систему координат кристалла с использованием матрицы ориентировки.

5. Вычисляется d^V – представление в виде пятимерных векторов для d .

6. Выбирается очередная из 384 комбинаций по 5 линейно независимым P_α^V , решается уравнение (3.15). Результат набор скоростей сдвига $\left[\dot{\gamma}^\alpha \quad \dot{\gamma}^\beta \quad \dot{\gamma}^\gamma \quad \dot{\gamma}^\epsilon \quad \dot{\gamma}^\delta \right]$.

7. Действующие напряжения τ_r^α вычисляются для всех 5 задействованных систем скольжения в соответствии с (3.13), (3.14), (3.15).

8. Вычисляется и запоминается мощность, развиваемая на задействованных плоскостях скольжения.

9. Если вычисления произведены для всех 384 вариантов систем скольжения, происходит переход к пункту 10, в противном случае – к пункту 6.

10. Выбираются скорости сдвига, соответствующие минимальной мощности. С их использованием матрица поворота R вычисляется согласно (3.5, 3.8).

11. Если вычисления выполнены не для всех шагов по времени, происходит переход к пункту 3.

12. Если вычисления выполнены не для всех кристаллитов, выбирается следующий из списка кристаллит с начальной ориентировкой, шаг по времени устанавливается на начальный, происходит переход к пункту 3.

13. Если вычисления произведены для всех кристаллитов, расчет завершается [186].

С использованием данного алгоритма производилось моделирование плоской прокатки, использовалась схема напряженного состояния, соответствующая центральным слоям полосы, т.е. сжатие по вертикальной и растяжение по горизонтальной осям.

Расчет по приведенному выше алгоритму обеспечивает данные по распределению зерен по ориентировкам для модели рекристаллизации. На вход

модели рекристаллизации передаются данные в укрупненном виде, все ориентировки разбиваются на ориентировки β -фибера с объемной: V_β , V_C , V_{RND} соответственно.

Доли ориентировок β -фибера подсчитываются как отношения количества зерен, лежащих внутри трубки радиусом 5° с осью, проходящей через ориентировки β -фибера в пространстве углов Эйлера. Доля ориентировок куба подсчитывается как отношение числа зерен, ориентировки которых в пространстве углов Эйлера лежат в окрестности с радиусом 5° углов параллелепипеда с вершинами $(0^\circ, 0^\circ, 0^\circ) \dots (90^\circ, 90^\circ, 90^\circ)$. К случайно ориентированным зернам относятся все невошедшие в указанные области пространства углов Эйлера [186].

3.2. Моделирование эволюции текстур при рекристаллизации

Для правильного моделирования процесса формирования текстуры в ходе процессов рекристаллизации необходимо иметь возможность, во-первых, собственно рассчитать эволюцию основных текстурных компонент, во-вторых, сам процесс рекристаллизации, в-третьих, сопутствующий ей процесс возврата. Для моделирования этих процессов будет использоваться уже упомянутая в разделе 1.6.1.4 модель Вантэ с авторскими модификациями, сделанными в [8, 187].

3.2.1 Моделирование кинетики рекристаллизации с учетом конкурирующих процессов рекристаллизации и возврата

Для моделирования протекания рекристаллизации одновременно с возвратом в данной работе используем для вычисления движущей силы рекристаллизации P_D выражение (1.3). Коэффициент k , присутствующий в выражении (1.3), принимался равным 3; γ_{SB} – энергия малоугловой границы,

вычисление которой также необходимо в рамках этого выражения, рассчитывается по формуле

$$\gamma_{SB} = \frac{Gb\varphi}{4\pi(1-\nu)} \left(1 - \ln \left(\frac{\varphi}{\varphi_{MAX}} \right) \right). \quad (3.17)$$

Размер субзерна от параметра Зинера – Холломона рассчитывается по формуле (1.4).

Для расчета коэффициентов A и B , присутствующих в данной формуле, используется выражение (3.18):

$$A = 0,0071 + 0,035Cu + 0,026Fe + 0,024Mg + 0,022Mn + 0,39Si; \quad (3.18)$$

$$B = -0,261 + 0,236Cu + 0,648Fe + 0,074Mg + 0,42Mn + 8,27Si,$$

где знаками химических элементов обозначены их массовые доли в сплаве.

Частицы вторых фаз могут тормозить движение границ зерен при рекристаллизации. Количественно торможение оценивается величиной работы, затраченной на преодоление сопротивления частиц, отнесенной к приросту объема рекристаллизованного зерна. Она обозначена P_z , имеет ту же размерность, что и P_d , и рассчитывается по формуле (1.6). Скорость энергии движения межзеренных границ подсчитывается по формуле (1.5), а их мобильность – по формуле (1.7). Энергия активации движения границы зерна Q_{GB} , необходимая для использования выражения (1.7), согласно [3], была принята $6,7 \cdot 10^4$ Дж/(моль·К).

В [72] приведены уравнения, описывающие изменение величины субзерна и плотности дислокаций внутри субзерна, так же необходимые для расчета (1.7):

$$\dot{\rho} = \nu_D b A_\rho B_\rho \rho^{3/2} \exp \left(-\frac{U_{RV}}{RT} \right) 2 \sinh \left(\frac{A_\rho \mu b^4 \sqrt{\rho}}{kT} \right); \quad A_\rho = w_\rho c_{ss}^{-2/3}; \quad (3.19)$$

$$\dot{\delta} = \nu_D b A_\delta B_\delta \exp \left(-\frac{U_{RV}}{RT} \right) 2 \sinh \left(\frac{A_\delta \mu b^4}{kT\delta} \right); \quad A_\delta = w_\delta c_{ss}^{-2/3}, \quad (3.20)$$

где ν_D – частота Дебая для кристаллического алюминия;

b – вектор Бюргерса ($3,5 \cdot 10^{-13}$ м);

c_{SS} – концентрация легирующих элементов и примесей в твердом растворе (0,0039).

Константы модели: $w_p = 0,5$; $w_\delta = 3$; $B_p = 80\,000$; $B_\delta = 2$.

3.2.2 Зарождение центров рекристаллизации разной ориентировки. Куб, PSN, границы зерен

Согласно допущению разрабатываемой модели в деформированном металле имеются две структурные составляющие, на которых происходит образование новых зерен. Это границы деформированных зерен и зоны с сильными искажениями кристаллической решетки у крупных частиц второй фазы (механизм роста зародышей, стимулированный частицами, англоязычная аббревиатура PSN). Зародыши, образовавшиеся по механизму PSN, имеют случайную ориентировку. Зародыши, образовавшиеся на границах зерен, могут быть ориентированы кубически, случайным образом или принадлежать к текстурам β -фибера.

Поверхность, образованная границами деформированных зерен, подсчитывается по формуле:

$$A(\varepsilon) = 2 \bullet (\exp(\varepsilon) + \exp(-\varepsilon) + 1) / D_0, \quad (3.21)$$

где ε – накопленная деформация.

Текстурные составляющие, сформировавшиеся при предшествующей рекристаллизации деформации, $V_{\beta in}$ – доля текстуры β -трубки, V_{Cin} – доля текстуры куба и V_{RNDin} – доля случайно ориентированного материала считаются известными. В результате расчета необходимо получить: V_{Cout} – долю текстуры куба, $V_{\beta out}$ – долю текстуры β -фибера, V_{RNDout} – долю случайной ориентировки, после отжига.

Количество зародышей кубической ориентировки в металле, подвергнутом истинной деформации величиной ε :

$$N_c = \frac{A(\varepsilon) V_{Cin} S_c}{\delta_c^2}. \quad (3.22)$$

Смысл данной формулы в том, что на площади деформированных границ зерен $A(\varepsilon)$ доля V_{Cin} занята субзернами с кубической ориентацией со средним линейным размером δ_C , и вероятность того, что субзерно имеет достаточно большие размеры, чтобы его рост оказался возможным, равна S_C . Аналогично, для зародышей с ориентацией текстуры β -трубки:

$$N_{\beta} = \frac{A(\varepsilon)V_{\beta in}S}{\delta^2}. \quad (3.23)$$

Для зародышей со случайной ориентировкой добавляется слагаемое, отвечающее за образование зародышей на частицах PSN:

$$N_{RND} = \frac{A(\varepsilon)V_{RND in}S}{\delta^2} + N_{PSN}. \quad (3.24)$$

Смысл формул (3.22–3.23) в том, что число зародышей рекристаллизации определяется тем, сколько субзерен с характерным размером δ (или δ_S) располагается на площади поверхности границ зерен. То есть предполагается, что зародыши рекристаллизации образуются из достаточно крупных субзерен с относительно более упорядоченной внутренней структурой. Количество субзерен, способных к образованию зародышей рекристаллизации, учитывается коэффициентами S_{CS}, S_C, S_{GB} .

Для расчета величины субзерен δ используется их зависимость от параметра Зинера – Холломона Z , выраженная формулой (1.4). При этом учитывается тот факт [13], что субзерна с ориентацией куба примерно в 1,5 раза больше среднего размера зерен, полученного по упомянутой формуле: $\delta_C = 1,5\delta$.

Размер субзерна, при превышении которого рост зародыша из этого субзерна становится энергетически возможным, называем критическим размером. Критический размер для субзерна, не имеющего кубической ориентировки либо имеющего кубическую ориентировку, но растущего в деформированное зерно, ориентация которого отлична от S-текстуры:

$$\delta^* = \frac{4\gamma_B}{P_D}, \quad (3.25)$$

где P_D – движущая сила рекристаллизации, рассчитываемая по формуле (1.7).

Известно [3], что величина энергии границ зерен зависит от их разориентировки. Это может служить причиной наблюдаемого интенсивного роста зерен, имеющих кубическую ориентацию за счет зерен, имеющих ориентацию S-текстуры. Для моделирования этого явления, при расчете критической величины для субзерен кубической ориентировки, растущих за счет зерен с S-текстурой, величина энергии границ зерен γ_B в (3.26) принимается в 1,5 раза меньшей, чем при прочих разориентировках:

$$\delta_{CS}^* = \frac{2,67\gamma_B}{P_D}. \quad (3.26)$$

Для определения доли субзерен, способных к образованию зародышей рекристаллизации, используется функция вероятности распределения размеров субзерен [13], показанная на рисунке 3.3.

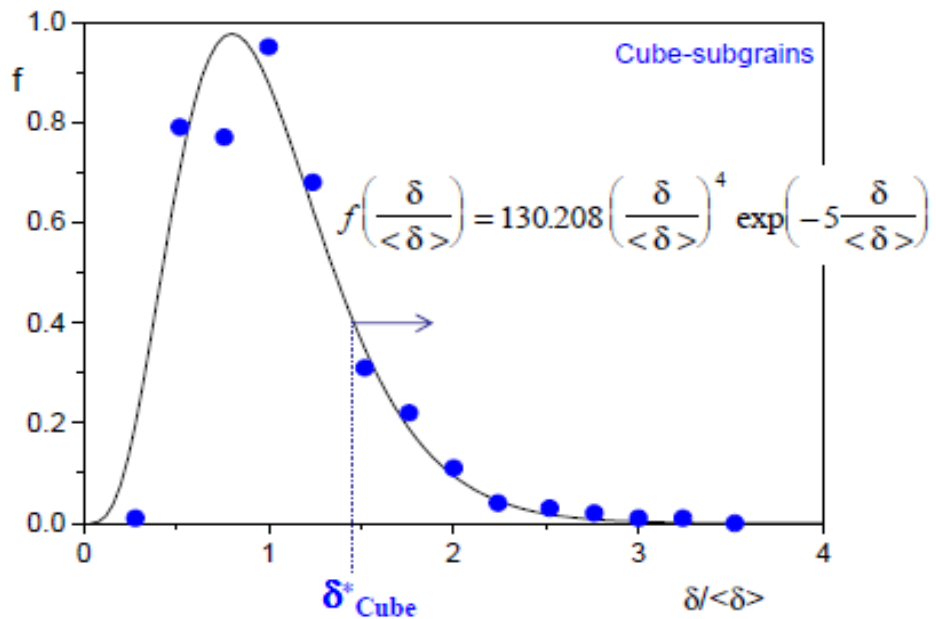


Рисунок 3.3 – Функция вероятности распределения размеров субзерен

Тогда для вычисления значений S_{cs} , S_c , S_{GB} используется следующее выражение, при этом подставляются значения δ_c , δ_{cs}^* или δ_c , δ_c^* или δ , δ^* :

$$S^* = \int_{\delta^*}^{\infty} f(\delta) d\delta.$$

Для вычисления S^* используется приближенное соотношение:

$$S^* = \exp(-a) \left[1 + a + \frac{1}{2!}a^2 + \frac{1}{3!}a^3 + \frac{1}{4}a^4 \right], \quad (3.27)$$

где $a = \frac{5 \cdot \delta^*}{\delta}$.

Расчет доли PSN. На частицах второй фазы возникают зоны повышенной деформации; размер этих зон пропорционален размеру частицы. Для того чтобы зона повышенной деформации могла послужить зародышем нового зерна, ее размер должен превышать критический. При превышении критического размера энергетический выигрыш от образования нового зерна оказывается больше затрат на формирование новой границы зерна. Критический размер подсчитывается как:

$$\eta^* = \frac{2\gamma_B}{(P_D - P_Z)}. \quad (3.28)$$

Вопрос о распределении частиц фаз по размерам рассмотрен в разделе 4.1.2. Отметим лишь, что для расчета количества частиц второй фазы используется следующая формула:

$$N_{PSN} = C_{PSN} N_0 \exp(-L\eta^*), \quad (3.29)$$

где N_0 – общее количество частиц; L – параметр распределения.

3.2.3 Изменение текстурных составляющих при рекристаллизации

Доля рекристаллизованного объема подсчитывается в данной работе согласно [76] с использованием варианта JMAK-формулы:

$$X(\tau) = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi N_{TOT}(G\tau)^3\right). \quad (3.30)$$

Величина G подсчитывается по формуле (1.5).

При выводе формулы Аврами рассматривают две фазы: рекристаллизованную и нерекристаллизованную. Введем в рассмотрение два вида рекристаллизованного объема [187]: первый – $V_{c\beta}$, в котором кубически ориентированные зародыши растут в объем ориентировок β -фибры, и второй –

V_R , где все остальные зародыши, включая кубически ориентированные, которые не имеют границы с материалом, имеющим ориентировку текстур β -фибера. Линейная скорость миграции зародышей объема $V_{c\beta}$ в k раз выше скорости роста объема V_R , обозначенной G .

Количество зародышей в объеме $V_{c\beta}$ оценивается исходя из предположения о том, что каждое деформированное вытянутое в направлении прокатки зерно граничит с двумя другими:

$$n_{c\beta} = n_c(2V_{\beta in} - V_{\beta in}^2).$$

Тогда количество зародышей в объеме V_R :

$$N_R = N_c + N_{\beta} + N_{RND} - N_{c\beta}.$$

Вводятся в рассмотрение два фиктивных объема, называемые расширенными объемами:

$$V_R^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 n_R \text{ и } V_{c\beta}^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 k^3 n_{c\beta}, \quad (3.31)$$

где G – скорость продвижения границы рекристаллизованного зерна, не являющейся границей ориентировок куба и β -трубки;

k – коэффициент увеличения скорости продвижения границы куба и β -трубки при рекристаллизации;

τ – время от начала рекристаллизации.

Приращение фактических рекристаллизованных объемов связано с приращением расширенных объемов соотношениями:

$$\begin{aligned} dV_{c\beta} &= dV_{c\beta}^e (1 - (V_{c\beta} + V_R)); \\ dV_R &= dV_R^e (1 - (V_{c\beta} + V_R)). \end{aligned} \quad (3.32)$$

Из (3.31) и (3.32) следует соотношение между производными $V_{c\beta}$ и V_R :

$$\frac{\dot{V}_{c\beta}}{\dot{V}_R} = \frac{\dot{V}_{c\beta}^e}{\dot{V}_R^e} = \frac{n_{c\beta} k^3}{n_k} = k_{RC\beta}. \quad (3.33)$$

После интегрирования получаем соотношение между $V_{c\beta}$ и V_R :

$$V_{c\beta} = \int V_{c\beta} d\tau = \int k_{RC\beta} V_R d\tau = k_{RC\beta} V_R. \quad (3.34)$$

Подставляя (3.34) в (3.32), получаем уравнения для определения $V_{c\beta}$ и V_R :

$$dV_{c\beta} = dV_{c\beta}^e \left(1 - \left(V_{c\beta} + \frac{1}{k_{RC\beta}} V_{c\beta} \right) \right); \quad (3.35)$$

$$dV_R = dV_R^e (1 - (V_R + k_{RC\beta} V_R)).$$

Решая дифференциальные уравнения (3.32), получаем выражения для $V_{c\beta}$ и V_R :

$$\begin{aligned} V_{c\beta} &= \frac{k_{RC\beta}}{1 + k_{RC\beta}} (1 - \exp(-\frac{1 + k_{RC\beta}}{k_{RC\beta}} V_{c\beta}^e)); \\ V_R &= \frac{1}{1 + \kappa_{RC\beta}} (1 - \exp(-(1 + k_{RC\beta}) V_R^e)). \end{aligned} \quad (3.36)$$

Для вычисления $V_{c\beta}$ и V_R используются соотношения (3.32). Текстуры составляющие после рекристаллизации [180]:

$$\begin{aligned} V_{Cout} &= V_{C\beta} + (1 - (V_{C\beta} + V_R)) V_{Cin} + \frac{N_C}{N_R} V_R; \\ V_{RNDout} &= V_R \frac{V_{RND}}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R)) V_{RNDin}; \\ V_{\beta out} &= V_R \frac{N_{\beta}}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R)) V_{\beta in}. \end{aligned} \quad (3.37)$$

3.3 Программное обеспечение, реализующее разрабатываемую модель

Математические модели были реализованы в виде программ на языке ANSI C. Ниже дано детальное описание программ.

Программы предназначены для моделирования горячей прокатки и формирования текстуры при многопроходной горячей прокатке алюминиевых сплавов. Формирование текстуры моделируется для центральных по высоте слоев полосы, в предположении об идеальных условиях прокатки (сжатие по вертикальной и растяжение по горизонтальной осям). Параметры прокатки рассчитываются с использованием гипотезы плоских сечений, полоса рассматривается как тонкое, в теплотехническом смысле, тело. Деформируемый материал рассматривается как поликристаллическое тело, каждый кристаллит характеризуется набором трех углов Эйлера. Максимально может быть задан

набор из 1000 кристаллитов. Градиент деформации для каждого из кристаллитов предполагается равным деформации всего изучаемого объема. Пластическая деформация кристаллита моделируется скольжением по кристаллографическим плоскостям. Рассматривается 12 систем скольжения ГЦК-решетки, характеризующихся нормалью к плоскости скольжения и направлением скольжения. Для того чтобы выразить деформацию кристаллита через скольжения по плоскостям, рассматриваются наборы 5 систем скольжения из 12. При этом произвольной деформации соответствует набор сдвигов по каждой из 5 систем скольжения. Каждая система скольжения может быть представлена матрицей размерности 3×3 (матрица Шмидта), а симметричная часть этой матрицы – вектором размерности 5. Пластическая деформация несжимаемого материала также представляется вектором размерности 5. Каждому набору из 5 систем скольжения соответствует матрица размерности 5×5 , где столбцы матрицы – векторные представления симметрической части матрицы Шмидта. Из числа всех возможных комбинаций по 5 из 12 векторов, соответствующих системам скольжения, только 384 имеют невырожденную матрицу. То, какие наборы систем скольжения будут реализованы при моделировании, определяется исходя из принципа минимума мощности при деформации. Минимизация производится путем вычисления мощности для всех 384 вариантов с учетом скоростного упрочнения критического скалывающего напряжения. Поворот решетки кристаллита определяется как сумма кососимметрической части деформации и кососимметрических частей матриц Шмидта набора из 5 систем скольжения, определенного при минимизации мощности. В результате расчета поворота для всех кристаллитов получается новая кристаллографическая ориентировка образца. Для расчета доли рекристаллизованного объема используется модель JMAK.

Результаты расчета текстуры деформированного материала служат исходными данными для расчета текстуры рекристаллизации при выдержке во время паузы или при остывании готовой полосы. Для вычисления изменения текстурных составляющих при рекристаллизации учитывается зарождение новых зерен на границах деформированных, зарождение новых зерен на частицах

(механизм PSN) и преимущественный рост зародышей кубической ориентировки на границе с зёрнами, имеющими ориентировку, близкую S-текстуре.

Расчет изменения текстуры при деформации и рекристаллизации производится для всех рассматриваемых проходов.

Исходные данные для расчета находятся в текстовых файлах:

1) inrolling.txt содержит первую строку-подсказку и вторую с данными: количество проходов, входная толщина [м], толшины после прохода [м], температура перед прокаткой [$^{\circ}\text{C}$], линейная скорость валков последней клетки [м/с], длина полосы в контакте с охлаждающей жидкостью [м], радиус рабочего вала [м], марка сплава (допустимые значения 1050, 5182, 3104, АМг2, 1565, 1570, 8011, 6016), ширина полосы [м], исходный размер зерна [мкм], длительность охлаждения после прокатки [с].

2) ori.txt содержит данные об исходных ориентировках кристаллитов. Первая строка файла является подсказкой, во второй положительное число равно количеству кристаллитов с различной ориентировкой, отрицательное указывает на то, что 1000 ориентировок будут сгенерированы случайным образом, третья строка-подсказка, четвертая строка содержит процент стандартных ориентировок. Стандартные ориентировки: кубическая, текстура деформации («бетта – фибер»), случайная (равномерно заполняет пространство углов Эйлера). В случае, если число кристаллитов задано положительным числом, процент стандартных ориентировок считывается, но игнорируется при расчетах, а ориентировки кристаллитов считываются как тройки углов Эйлера, начиная со строки пять. Разделителем данных в строках является пробел.

3) out.txt содержит номера систем скольжения, сгруппированные по 5, всего 384 строки. Это сдвиги по этим системам скольжения моделируют произвольную заданную деформацию. Пользователь программы не должен корректировать данный файл.

Результаты расчетов записываются в текстовые файлы.

1) rez_main.txt содержит усреднённые данные о текстуре и размере кристаллизованных зёрен в проходах. Обозначения: N_{cin} – доля кристаллитов с

кубической ориентировкой после деформации; N – номер прохода; g_{in} – доля кристаллитов, ориентированных случайным образом; b_{in} – доля текстуры деформации; T – температура при выдержке между проходами и после прокатки; X – доля рекристаллизованного объема; c_{out} – доля куба; r_{out} – доля случайной ориентировки; b_{out} – доля текстуры деформации после междеформационной паузы; P_N – усилие прокатки в проходе N . Остальные величины представляют собой параметры модели.

2) rezN.txt – углы Эйлера для всех моделируемых кристаллитов после деформации.

3) fsN.txt – углы Эйлера для всех моделируемых кристаллитов после выдержки во время паузы и после последнего прохода.

Текстовые файлы с исходными данными должны находиться в той же директории (папке), что и программа texture_def_rx.

Тип ЭВМ: персональный IBM-совместимый компьютер. Язык: С.

Имеется графическая оболочка, работающая в ОС Windows 7, 8 и 10, позволяющая подготавливать перечисленные выше данные и проводить расчеты в интерактивном режиме.

Экран ввода данных показан на рисунке 3.4.

Программа расчета

Количество клеток	5	Диаметр вала, мм	650	Расстояние между клетями, м	6	Температура валков	100	Линейная скорость последней клетки, м/мин	300
Температура подката	480								
Температура эмульсии	60								
Кoeffициент трения		<div>0.35</div> <div>0.3</div> <div>0.2</div> <div>0.12</div> <div>0.08</div>							
Толщина, мм		<div>50</div> <div>22</div> <div>11</div> <div>5</div> <div>2.5</div> <div>1</div>							
Сплав	1050	Ширина, мм	1800	Исходный размер зерна, мкм	70	<input type="checkbox"/> Считать текстуры из файла		Исходные ориентировки % КУБ 10 β трубка 10 Случайные 80	
								<div>Расчитать</div>	

Рисунок 3.4 – Экран подготовки данных для расчета текстур при прокатке

Экраны вывода данных включают: экран вывода диаграммы изменения рекристаллизованного объема по проходам (рисунок 3.5), экран расчета изменения температуры по проходам (рисунок 3.6), экран расчета изменения температуры по проходам (рисунок 3.7).



Рисунок 3.5 – Пример диаграммы расчетной доли рекристаллизованного объема

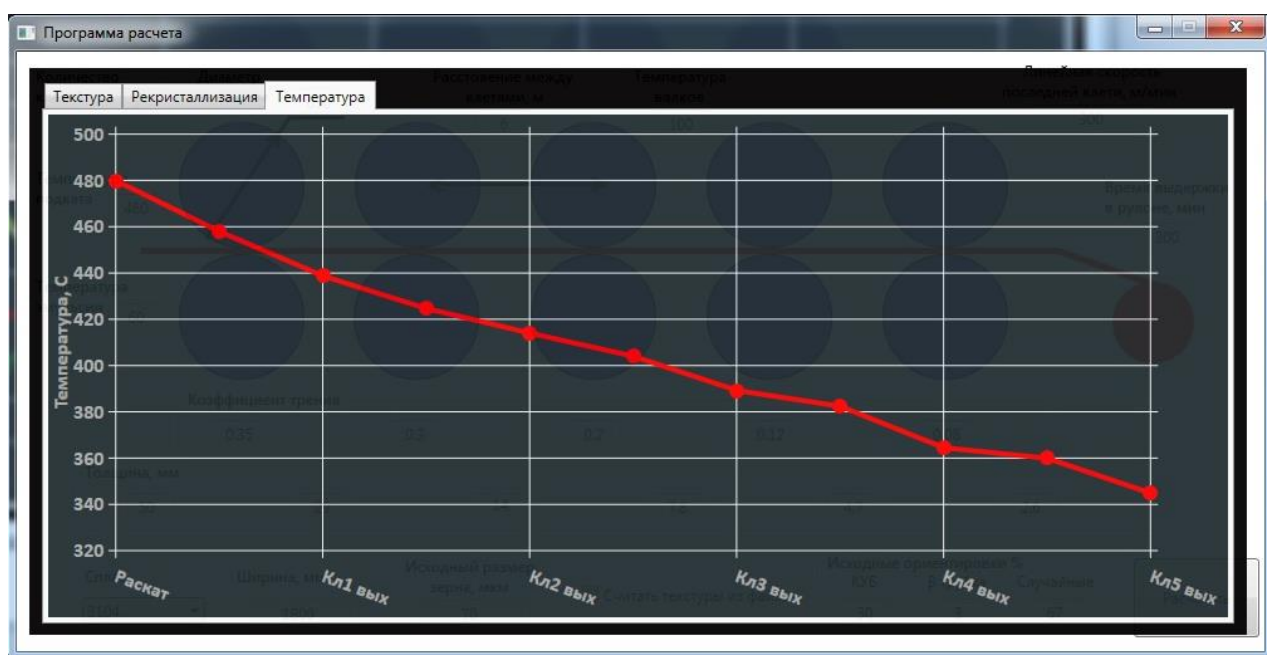


Рисунок 3.6 – Диаграмма расчетных значений температуры

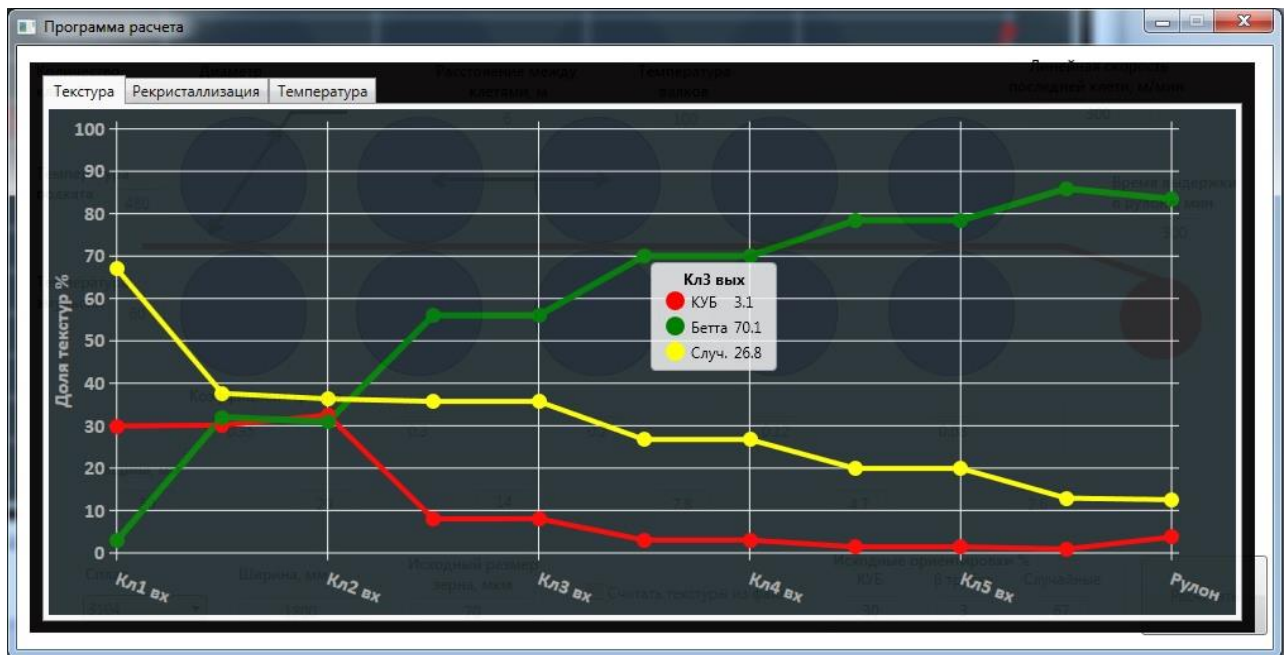


Рисунок 3.7 – Диаграмма изменения текстурных составляющих

ОС: Windows, LINUX. Программы были зарегистрированы в государственном реестре программного обеспечения.

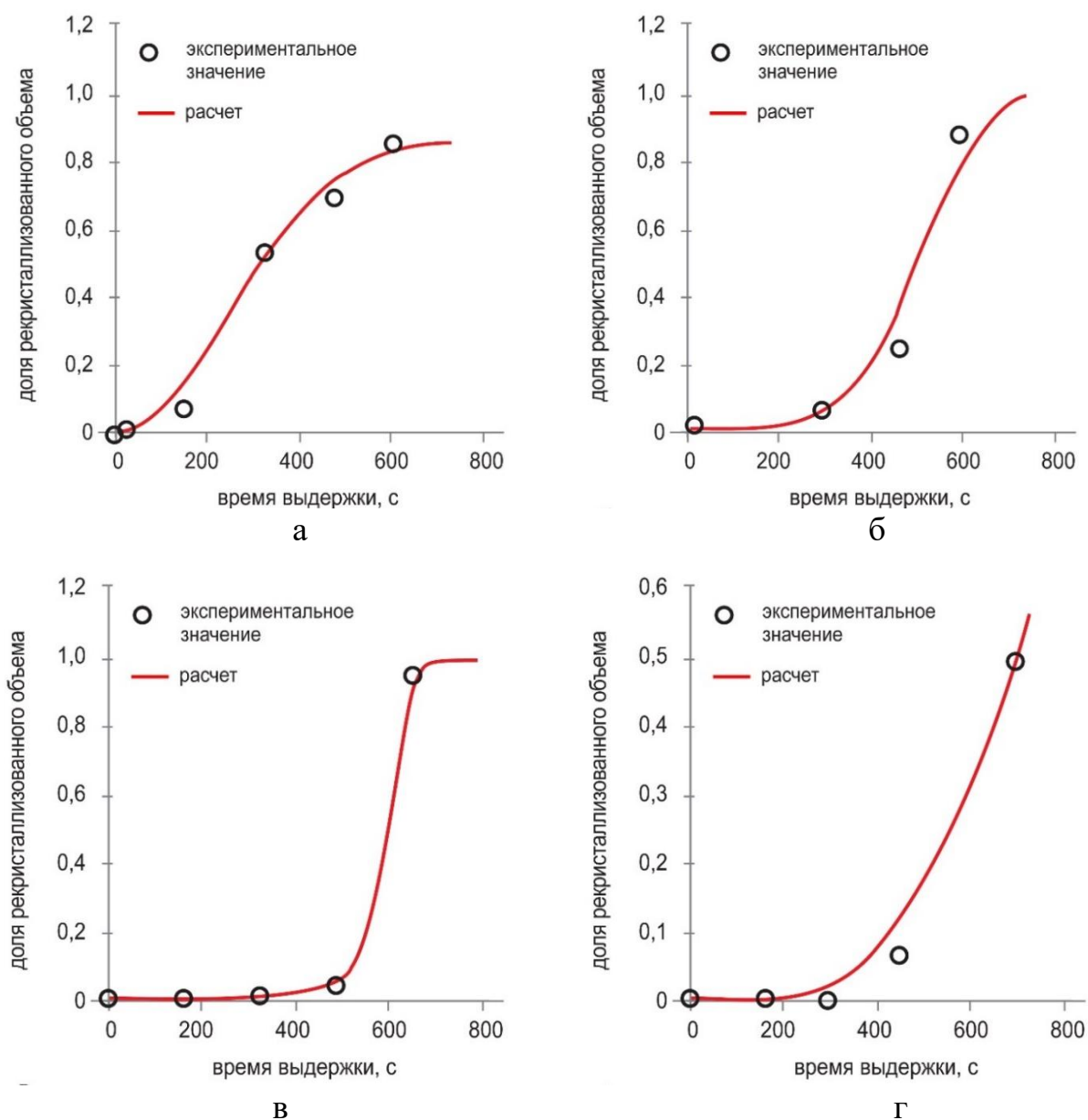
3.4. Верификация и проверка адекватности модели на реальном промышленном оборудовании, реализующем термомеханическую обработку с плоской схемой деформации

Разработанная в разделах (3.1–3.3) модель была верифицирована на реальном процессе термомеханической обработки алюминиевых сплавов с использованием реальных промышленных систем в данном случае непрерывного стана горячей прокатки.

Прежде всего была проверена способность расчета моделью процессов рекристаллизации исследуемых алюминиевых сплавов. Для этого по режимам термомеханической обработки, приведенным в таблице 3.1, на лабораторном стане прокатывались сплавы 1050, 3104, 5182 и 1565. После прокатки заготовки отжигались при температуре 350 °C с различным временем выдержки. Далее рассчитывалась и экспериментально измерялась доля рекристаллизованного объема. Сравнение результатов дано на рисунке 3.8.

Таблица 3.1 – Прокат заготовок для отжига

Сплав	Входная толщина, мм	Выходная толщина, мм	Степень деформации %	Температура, °C	Скорость прокатки м/с
1050	11	6	45	315	2,5
3104	4,6	2,35	49	315	4,75
5182	4,3	2,4	44	310	4,5
1565	8,6	4,8	44	300	2,5



а – алюминий (1050); б – 3104; в – 5182; г – 1565

Рисунок 3.8 – Сравнение расчета и эксперимента при рекристаллизации металла, деформированного в соответствии с параметрами из таблицы 3.1

Как видно из графиков, наблюдается очень хорошая сходимость между расчетными и реальными экспериментальными данными, поэтому модель пригодна для расчетов процессов рекристаллизации алюминиевых сплавов.

Для изучения точности расчетов формирования текстуры моделировалась термомеханическая обработка сплавов 1050, 6016, 8011, 3104 и 5182 по плоской схеме деформации в непрерывном стане горячей прокатки. Для изучения точности расчетов формирования текстуры по режимам, приведенным в таблицах 3.2–3.7, моделировалась термомеханическая обработка сплавов 1050, 6016, 8011, 3104 и 5182 по плоской схеме деформации в непрерывном стане горячей прокатки. Отметим, что в рамках верификации также проверялась способность модели рассчитывать энергосиловые параметры термомеханической обработки. Поэтому в таблицах 3.2–3.7 также проведено сравнение измеренных и рассчитанных температуры и усилия для каждого проверяемого режима. После моделирования рассчитанные значения сравнивались с определенными экспериментально.

Таблица 3.2 – Режимы термомеханической обработки сплава АА 1050 в условиях плоской деформации для верификации модели формирования текстуры

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации
Толщина заготовки, мм	80	45	22	11	6
Скорость прокатки м/мин	—	26	55	110	200
Температура измеренная °С	460	—	—	—	340
Температура расчетная °С	460	414	392	376	341
Усилие прокатки измеренные, т	—	250	210	170	150
Усилия прокатки расчетные, т	—	289	234	186	168

Таблица 3.3 – Режимы термомеханической обработки сплава 6016 в условиях плоской деформации для верификации модели формирования текстуры

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации	После пятого акта деформации
Толщина заготовки, мм	50	28,2	15,8	9,2	5,6	3,4
Скорость прокатки м/мин	–	32	59	106	173	298
Температура измеренная °С	456	–	–	–	–	316
Температура расчетная °С	456	423	390	369	339	316
Усилие прокатки измеренные, т	–	917	669	638	547	463
Усилия прокатки расчетные, т	–	941	660	620	550	480

Таблица 3.4 – Режимы термомеханической обработки сплава 8011 в условиях плоской деформации для верификации модели формирования текстуры

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации
Толщина, мм	80	40,0	19,8	10,1	5,2
Скорость прокатки м/мин	–	30	63	128	260
Температура измеренная °С	470	–	–	–	342
Температура расчетная °С	470	415	395	370	345
Усилие прокатки измеренные, т	–	505	610	470	350
Усилия прокатки расчетные, т	–	489	634	486	368

Таблица 3.5 – Режимы термомеханической обработки сплава 5182 в условиях плоской деформации для верификации модели формирования текстуры

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации	После пятого акта деформации
Толщина, мм	35	19	13,0	7,7	4,3	2,4
Скорость прокатки м/мин	–	28	40	58	125	257
Температура измеренная °С	459	–	–	–	–	342
Температура расчетная °С	459	410	380	368	350	344
Усилие прокатки измеренные, т	–	2854	2677	2133	1866	1403
Усилия прокатки расчетные, т	–	2947	2700	2150	1853	1389

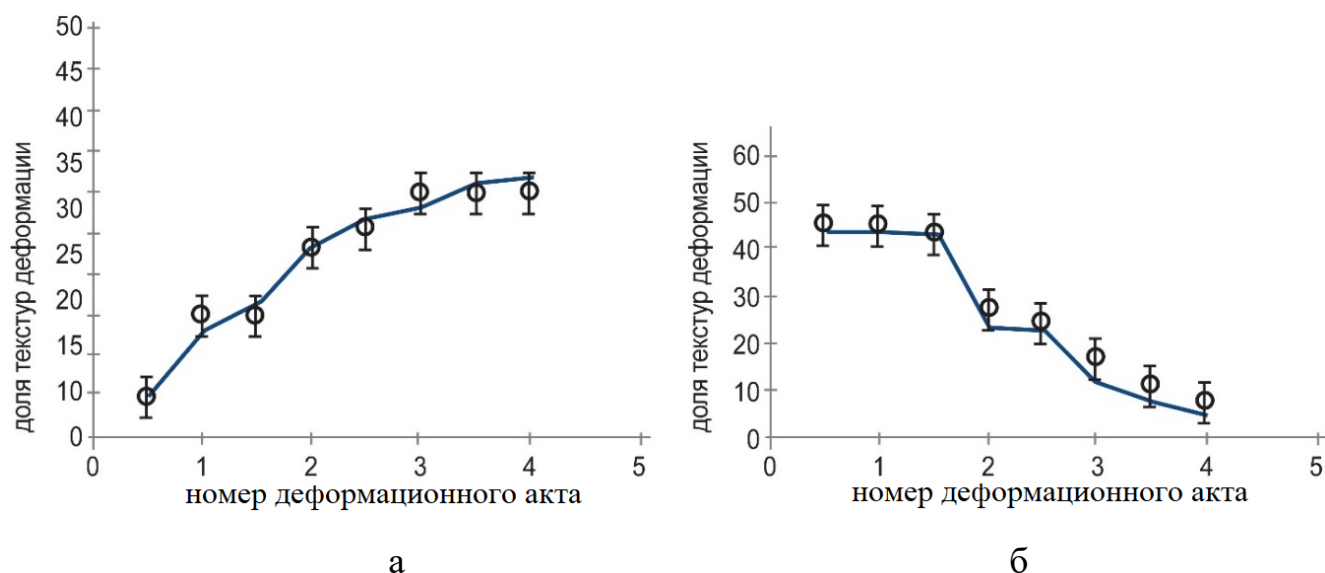
Таблица 3.6 – Измеренные и расчетные параметры прокатки сплава 1565 в непрерывной группе клетей, пониженная скорость прокатки

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации	После пятого акта деформации
Толщина, мм	35	24,0	17,6	12,7	8,6	4,85
Скорость прокатки м/мин	–	25	38	54	85	145
Температура измеренная °С	433	–	–	–	–	342
Температура расчетная °С	433	390	380	368	354	348
Усилие прокатки измеренные, т	–	2160	2097	1503	1508	1445
Усилия прокатки расчетные, т	–	2147	2100	1500	1490	1420

Таблица 3.7 – Измеренные и расчетные параметры прокатки сплава 3104
в непрерывной группе клетей, пониженная скорость прокатки

Наименование параметра	Перед первым актом деформации	После первого акта деформации	После второго акта деформации	После третьего акта деформации	После четвертого акта деформации	После пятого акта деформации
Толщина, мм	50	20,0	11,6	8,1	4,6	2,35
Скорость прокатки м/мин	–	15	33	69	141	295
Температура измеренная °С	495	–	–	–	–	342
Температура расчетная °С	495	450	420	390	360	342
Усилие прокатки измеренные, т	–	1660	1700	1503	1400	1220
Усилия прокатки расчетные, т	–	1670	1680	1498	1410	1225

Сравнение расчетных и экспериментальных данных приведено на рисунке 3.9.

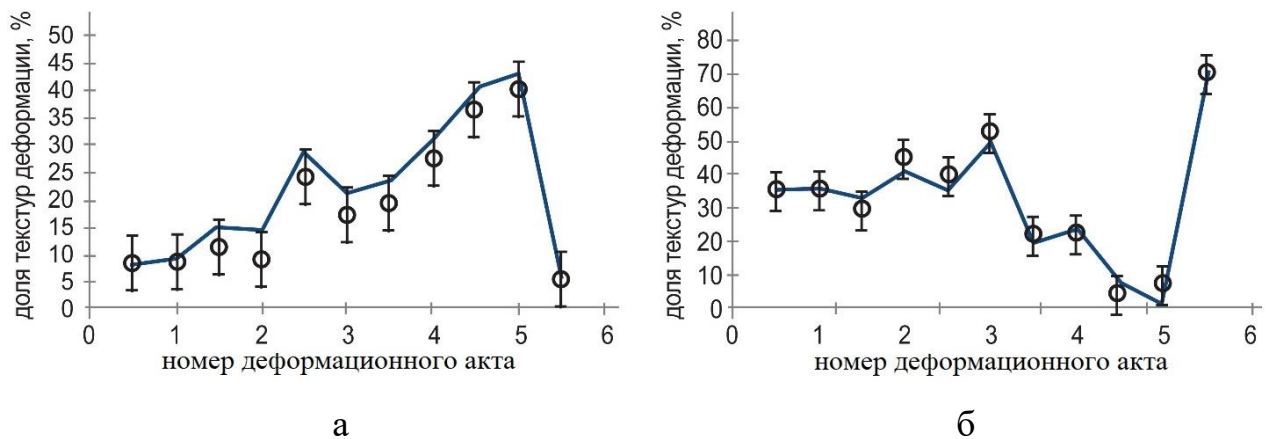


а – рост текстуры деформации (β -трубка); б – снижение доли текстур куба

Рисунок 3.9 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при термомеханической обработке с плоской схемой деформации алюминия технической чистоты: Сплошные точки – расчет, пустые – измерение; показан доверительный интервал для вероятности 0,95

Как видно из рисунка 3.9, доля текстуры куба (из-за отсутствия процесса рекристаллизации в междеформационной паузе) снижается на протяжении всего процесса термомеханической обработки. В то же время текстура β растет (о причинах такого характера формирования текстуры будет изложено ниже). Расчетные и экспериментальные значения обеих текстурных компонент совпадают, поэтому модель может адекватно рассчитывать формирование текстуры при термомеханической обработке чистого алюминия в условиях горячей деформации в реальных технических системах.

Модель правильно предсказывает сохранение кубической текстуры в первых проходах и рост текстур деформации в последних проходах. При расчетах по модели не получается достаточно точного распределения составляющих текстуры, в частности предсказывается интенсивная текстура меди в то время, как данные анализа образцов показывают большую интенсивность текстуры латуни. В то же время суммарная доля кубической текстуры и текстуры деформации предсказывается адекватно (рисунок 3.10), что подтверждается сравнением данных рентгеноструктурного анализа и моделирования. Таким образом, модель можно использовать и для сплава 6016.



а – рост текстуры деформации (β -трубка);

б – снижение доли текстур куба (акт № 6 отжиг в рулоне)

Рисунок 3.10 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при термомеханической обработке с плоской схемой деформации сплава 6016

Сплошные точки – расчет, пустые – измерение;

показан доверительный интервал для вероятности 0,95

Из данных на рисунке 3.11 видно, что модель достаточно точно предсказывает объемную долю текстуры куба для сплава 8011 как при термомеханической обработке, так и в рулоне после самоотжига.

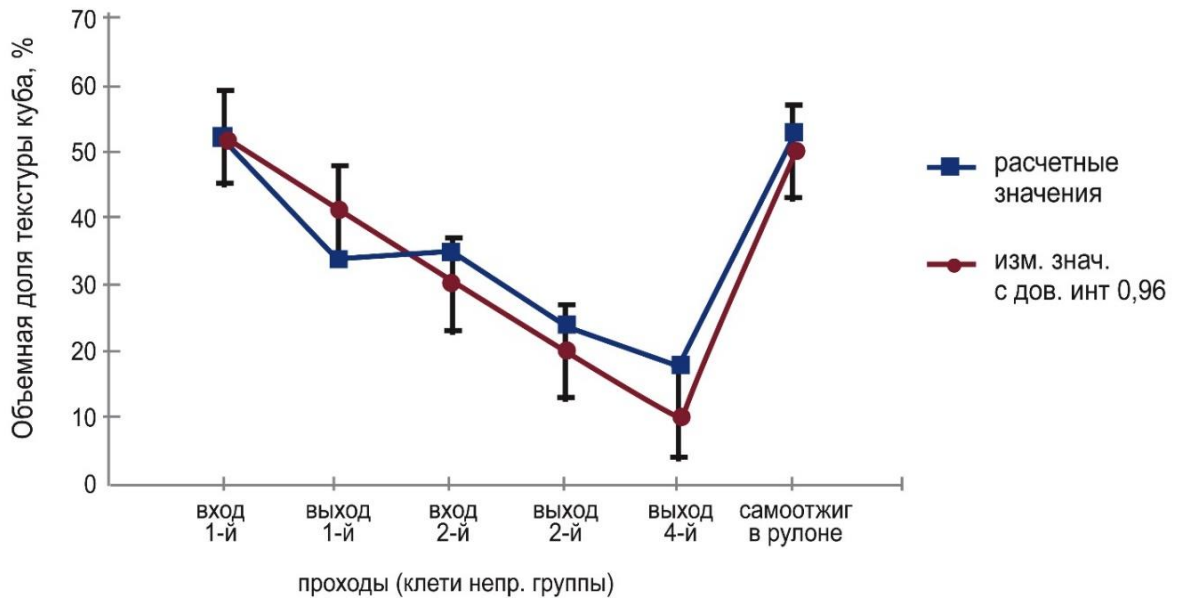


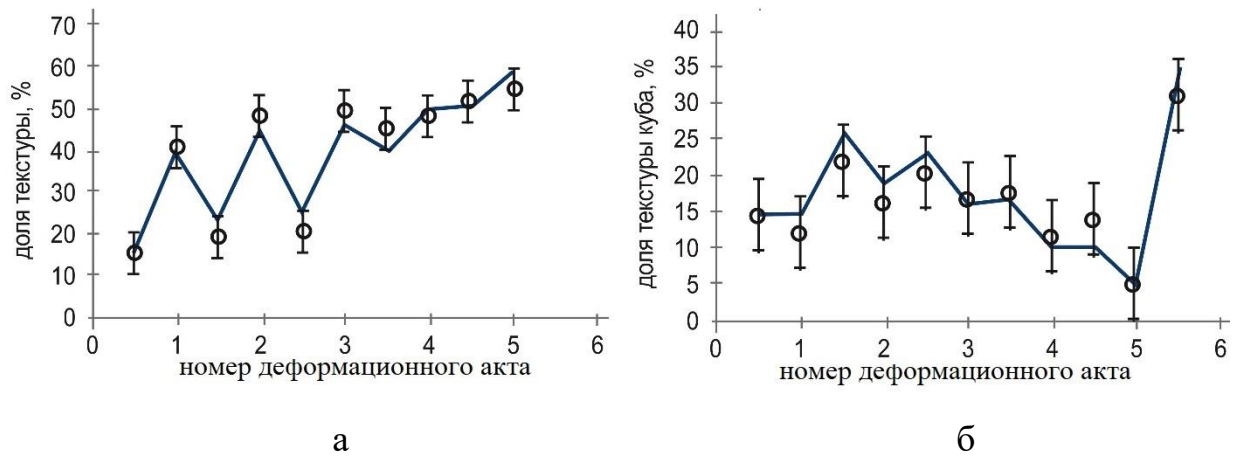
Рисунок 3.11 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при термомеханической обработке с плоской схемой деформации сплава 8011.

Синие – расчетные, красные – измеренные значения;
доверительный интервал для вероятности 0,95

Моделирование промышленной термомеханической обработки с плоской схемой деформации сплава 5182 (Al-Mg) также показывает, что в первых двух паузах между деформациями происходит рост доли текстуры куба (рисунок 3.12 б) и соответствующее снижение доли текстур деформации (рисунок 3.12 а). При снижении температуры в последних трех актах деформации, наоборот, происходит рост текстур деформации и снижение доли текстуры куба. В целом моделирование правильно отражает реальный процесс формирования текстуры при термомеханической обработке данного сплава.

Моделирование эволюции текстуры при термомеханической обработке сплава 1565ч показывает рост доли текстуры деформации (рисунок 3.13 а). Текстура куба (рисунок 3.13 б) в течение деформации остается постоянной,

немного возраста после рекристаллизации. Причина такого характера формирования текстур будет обсуждаться ниже.



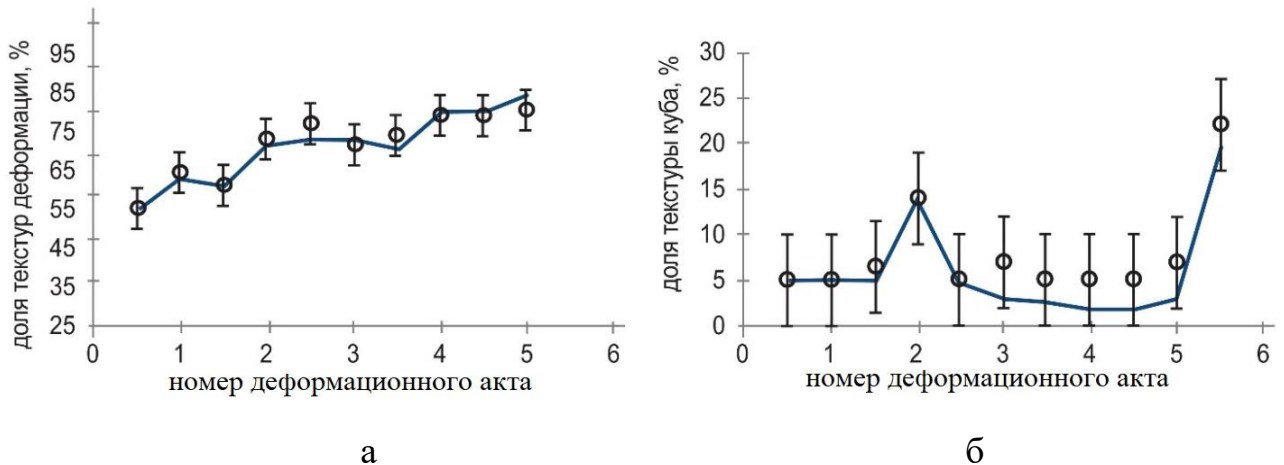
а – изменение доли текстур деформации;

б – изменение доли текстур куба (проход № 6 отжиг в рулоне)

Рисунок 3.12 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при термомеханической обработке с плоской схемой деформации сплава 5182

Сплошные точки – расчет, пустые – измерение;

доверительный интервал для вероятности 0,95



а – изменение доли текстур деформации;

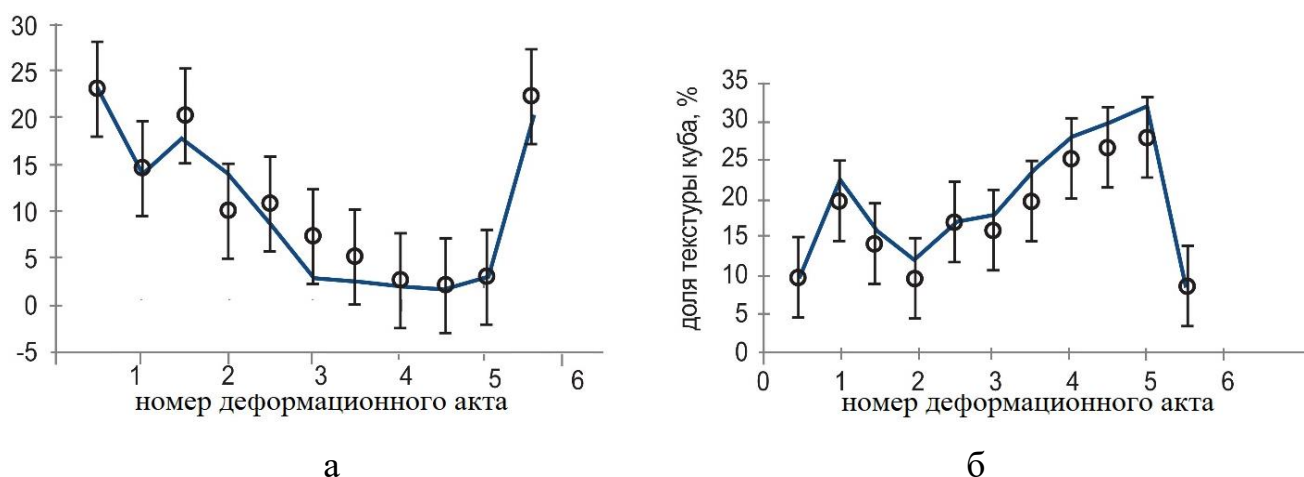
б – изменение доли текстур куба (акт № 6 отжиг в рулоне)

Рисунок 3.13 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при термомеханической обработке с плоской схемой деформации сплава 1565:

Сплошные точки – расчет, пустые – измерение;

доверительный интервал для вероятности – 0,95

На рисунке 3.14 показано сравнение экспериментальных и расчетных данных. Расчет по модели предсказывает чрезмерно острую текстуру, однако достаточно точно предсказывает долю кубической компоненты в окончательном продукте. Также модель показывает значительную рекристаллизацию после первых двух проходов, что подтверждается экспериментальными данными.



а – изменение доли текстур деформации;

б – изменение доли текстур куба. (акт № 6 отжиг в рулоне)

Рисунок 3.14 – Сравнение расчетных и измеренных объемных долей текстур при прокатке сплава 3104: рост доли текстуры куба после последнего прохода вследствие отжига в рулоне

Для реализации модели были разработаны три программных средства:

1. Беглов Э.Д., Арышенский В.Ю. Арышенский Е.В. Программа для электронных вычислительных машин (программы для ЭВМ). Программа texture_def_rx для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при горячей, многопроходной прокатке алюминиевых сплавов. 23.12.2019 / Свидетельство о государственной регистрации 2019667349.
2. Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Беглов Э.Д., Кауров А.Ю., Осинцев К.А. Программа для электронных вычислительных машин (программы для ЭВМ). Программа rx_tx_fro для расчета температурного режима и преимущественных кристаллографических ориентировок с представлением в виде Функции Распределения Ориентировок (ФРО) при горячей, многопроходной прокатке алюминиевых сплавов. 23.07.2020 /

Свидетельство о государственной регистрации 2020618308. 3. *Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Беглов Э.Д., Коновалов С.В., Осинцев К.А.* Вид РИД: Программа для электронных вычислительных машин (программы для ЭВМ). Программа text_latent_hrd для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при прокатке металлов с ГЦК-решеткой и их сплавов. 22.03.2021 / Свидетельство о государственной регистрации 2021613712/69.

3.5 Выводы по главе 3

1. Для расчета процессов эволюции текстуры предложена основанная на тейлоровском подходе модель с полными ограничениями. Для максимального ускорения расчетов в данный подход внесен ряд модификаций. В целом эта модель позволяет рассчитывать изменения количества основных компонент текстуры β -фибера, а именно S, Cu (меди) и Bs (латуни), кубической текстуры, а также бестекстурной составляющей по высоте заготовки.

2. Для расчетов эволюции текстуры в процессе рекристаллизации применяется модель, разработанная Вантэ и расширенная автором, позволяющая более точно рассчитывать рекристаллизованный объем и учитывающая ориентированный рост кубической текстуры. Данная модель позволяет моделировать эволюцию основных текстурных компонент, определять кинетику рекристаллизации, размер зерен, а также контролировать процесс возврата. Для эффективного функционирования этой части модели необходимо знать: параметры структуры раската перед непрерывной группой, коэффициенты в распределении частиц фаз по размерам, коэффициенты, определяющие подвижность границ зерен, коэффициенты в формуле для подсчета зависимости величины субзерна от параметра Зинера – Холломона. Кроме того, предложен новый способ учета ориентированного роста, позволяющий избежать использования таких сложных подходов, как, например, Монте-Карло. Модель ориентированного роста оперирует с двумя объемами рекристаллизуемого зерна, а именно кубической компонентой, граничащей с текстурой β -трубки, и объемом, который занимают остальные текстурные составляющие.

3. Для моделирования теплового и деформационного полей предложена математическая конечно-элементная модель, которая позволяет в том числе моделировать охлаждение эмульсией валков, что повышает качество расчетов.

4. На основе математической модели было разработано два программных продукта, предназначенных для расчета параметров горячей прокатки, формирования преимущественных кристаллографических ориентировок и ФРО при многопроходной горячей прокатке алюминиевых сплавов. Деформируемый материал рассматривается как поликристаллическое тело. Градиент деформации для каждого из кристаллитов предполагается равным деформации всего изучаемого объема. Пластическая деформация кристаллита моделируется скольжением по кристаллографическим плоскостям с использованием принципа минимума мощности при деформации. Для расчета текстуры рекристаллизации используется модель JMAK, модифицированная с учетом преимущественного роста зародышей с границей кубической ориентировки и ориентировки, близкой к S-текстуре (индексы Миллера $\{123\} \langle 634 \rangle$). Программа состоит из модуля графического ввода вывода и модуля расчета. Графический ввод позволяет в интерактивном режиме вводить параметры заготовки и настройки стана. Графический вывод представлен графиками изменения температуры полосы и основных текстурных компонент в клетях стана и готовом рулоне. Значения ФРО выводятся в виде таблиц значений с шагом 5° по трем углам Эйлера.

5. Таким образом, для полноценного запуска математической модели необходимо получить ряд дополнительных данных об особенностях металлофизики в алюминиевых сплавах в температурных интервалах, характерных для горячей прокатки данных сплавов в непрерывной группе.

6. Апробация модели подтвердила, что она позволяет с допустимой долей точности рассчитать распределение напряжений в очаге деформации и количественные значения усилия прокатки. Это, в свою очередь, делает модель применимой для расчета эволюции текстуры. Сравнение данных моделирования и промышленных экспериментов показывает их высокую сходимость и позволяет давать с помощью расчетов необходимые рекомендации.

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

В первой части главы приведены данные, полученные при изучении влияния режимов термомеханической обработки на формирование субзерна, кинетику рекристаллизации, мобильность межзеренных границ и напряжения течения. Основные результаты, относящиеся к данной проблематике, изложены в цикле авторских работ [88, 91–93, 161, 162, 163, 164, 165, 166 191 184–210]. Данные сведения необходимы для понимания физических процессов, происходящих в металле при формировании текстуры в алюминиевых сплавах. Кроме того, они дают возможность управления ее эволюцией с помощью изменения параметров термомеханической обработки и являются необходимыми для функционирования большинства современных мезомodelей, моделирующих эволюцию микроструктуры в алюминиевых сплавах.

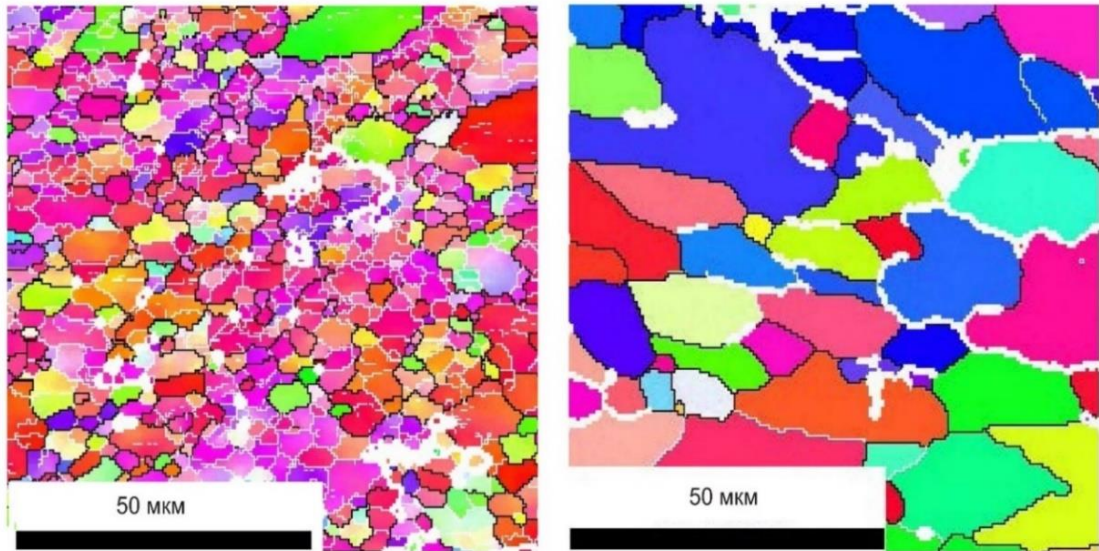
Во второй части главы приведены исследования особенностей формирования текстуры в реальных промышленных процессах высокоскоростной термомеханической обработки. В качестве примера использовался непрерывный стан горячей прокатки, так как, с одной стороны, особенности эволюции текстуры для данного процесса термомеханической обработки наименее изучены, а с другой – он является одним из наиболее высокопроизводительных и наиболее распространенных. Основные результаты изучения эволюции текстуры в реальных процессах термомеханической обработки алюминиевых сплавов изложены в следующих работах автора [8, 10, 14, 19, 62, 63, 70, 83, 166, 168, 203, 210, 211–217].

4.1 Исследование влияния режимов термомеханической обработки на физические процессы, определяющие формирование текстуры в алюминиевых сплавах

4.1.1 Исследование величины субзерна при термомеханической обработке алюминиевых сплавов

В данном разделе обсуждаются результаты экспериментов по изучению зависимости размеров субзерна от температурно-скоростных параметров деформации [8, 179, 188, 189, 192, 193, 202, 205, 206].

На рисунке 4.1 *a* после деформации при параметре Зинера – Холломоны $3,0 \cdot 10^{14}$ видна субзеренная структура. При этом сами субзерна достаточно большого размера. В целом в одном зерне наблюдается 4–5 хорошо сформированных субзерен со средним размером $10 \div 12$ мкм. При прокатке с параметром Зинера – Холломоны $2,9 \cdot 10^{16}$ происходит быстрая рекристаллизация, и сохраняется только несколько субзерен. Сами сохранившиеся субзерна имеют меньший, чем в предыдущем случае, размер. Основываясь на этих двух фактах, можно заключить, что при высоком параметре Зинера в чистом алюминии очень быстро происходит рекристаллизация. Это очень интересный факт, учитывая, что чистый алюминий – трудно рекристаллизуемый сплав [19, 94]. Это объясняется его высокой энергией дефекта упаковки, что способствует интенсивному протеканию процессов возврата, в результате чего размер субзерен быстро увеличивается, а общая плотность дислокаций быстро сокращается. В результате этого движущая сила рекристаллизации сильно снижается, что хорошо выражено в соответствии с формулой (1.3). В то же время чистый алюминий не содержит большого числа частиц второй фазы, которые блокируют движения большеугловых границ, поэтому способность к рекристаллизации в данном сплаве будет определяться именно количеством дислокаций. Если их достаточно, а параметр Зинера – Холломоны достаточно высок, то рекристаллизация из-за отсутствия частиц всегда будет иметь место.



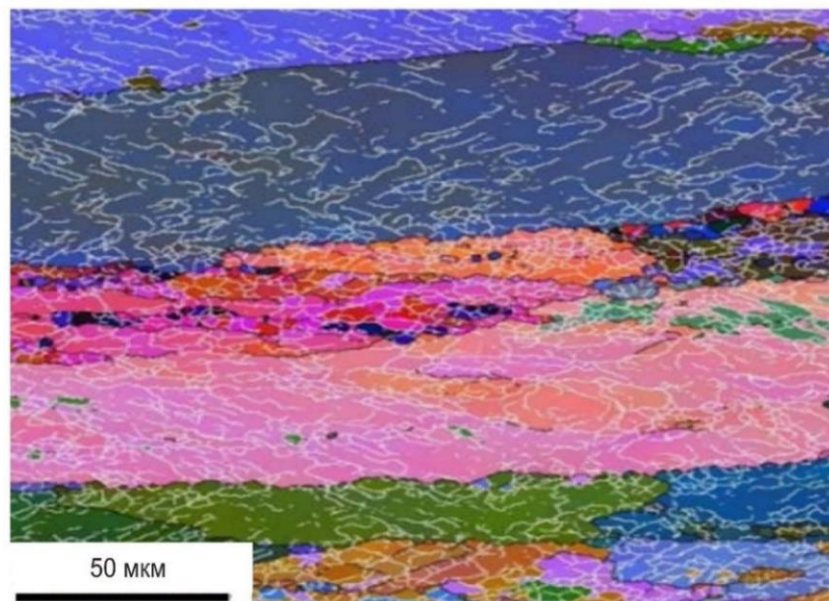
а

б

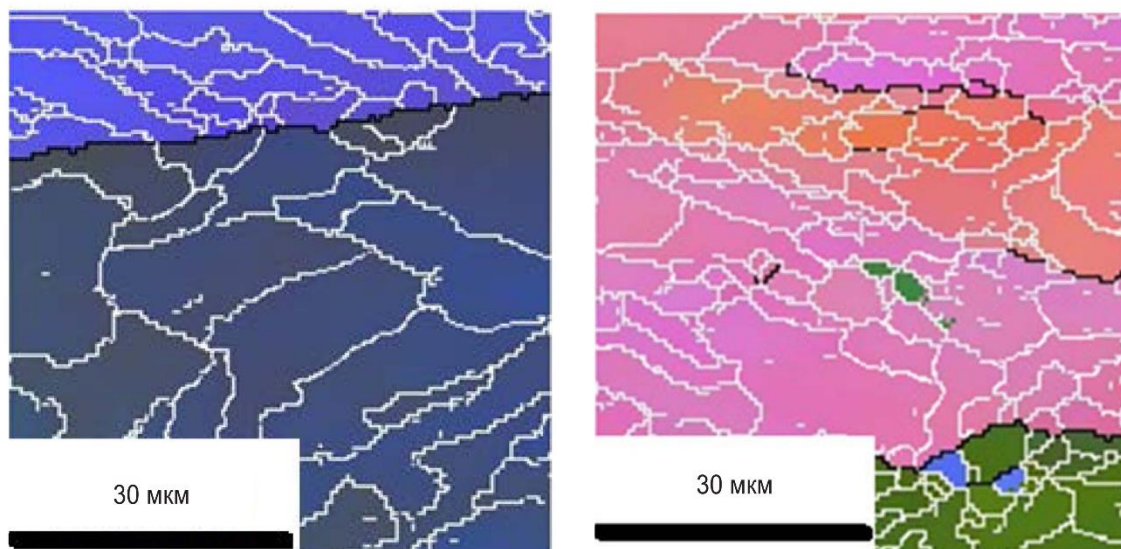
$$а - \ln(Z) = 37; б - \ln(Z) = 33$$

Рисунок 4.1 – Структура технически чистого алюминия, прокатанного в непрерывной группе стана горячей прокатки

На рисунках 4.2–4.4 приведены фотографии, полученные на EBSD-приставке. На них белыми линиями показаны малоугловые границы, которые представляют собой границы субзерен для сплава 8011.



а



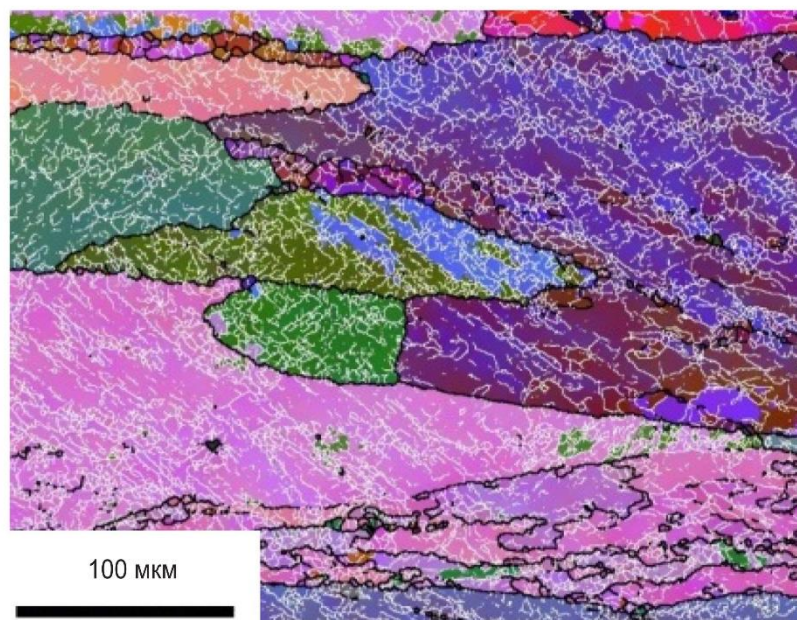
б

в

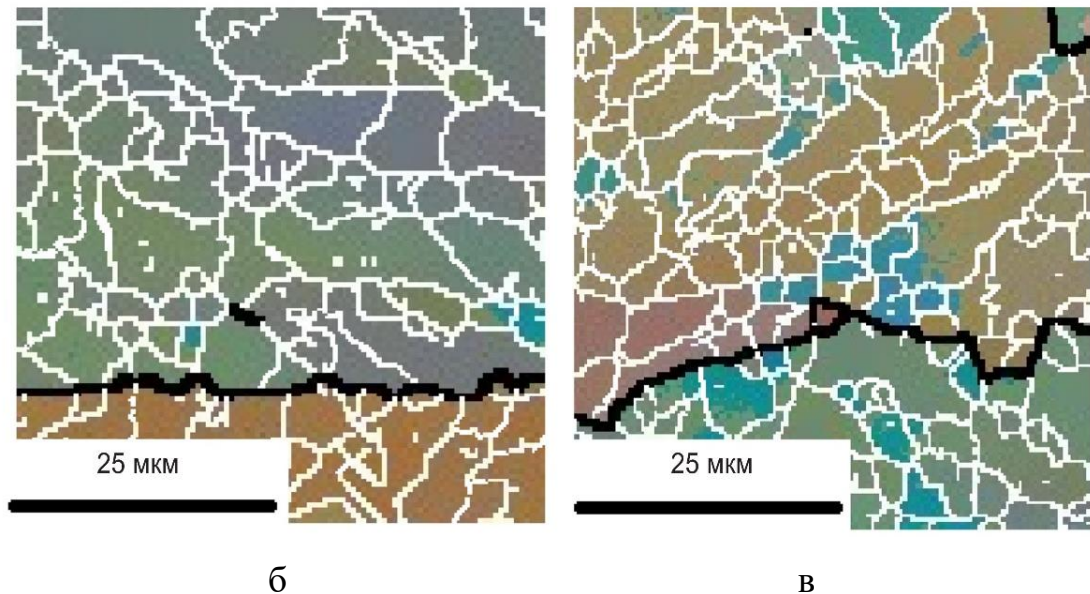
а – общий вид области; б – с минимальной;

в – с максимальной плотностью малоугловых границ

Рисунок 4.2 – EBSD-фотография образца 1, сплав 8011, $Z = 1,03 \cdot 10^{12}$,
низкое значение параметра Зинера – Холломона



а



а – общий вид области; б – с минимальной;

б – с максимальной плотностью малоугловых границ

Рисунок 4.4 – EBSD-фотография образца 3, сплав 8011, $Z = 1,6 \cdot 10^{16}$,
высокое значение параметра Зинера – Холломона

Изучение данных на рисунках 4.2–4.4 позволяют сделать следующие выводы:

1. Имеется значительная неравномерность в плотности малоугловых границ, а следовательно, и размеров субзерен как между отдельными кристаллитами, так и внутри одного зерна.

2. Неравномерность зависит от ориентации зерен. На рисунке 4.5 показаны те же зерна, что и на рисунке 4.2, но добавлена полюсная фигура (111), на которой помечены полюсы плоскостей (111), (1-11), (1-1-1), по которым определяется ориентировка кристаллита. Следы выходов нормалей плоскостей на полюсной фигуре соединены линиями с соответствующими зернами на EBSD-фотографии. Зерно, помеченное 1, имеет ориентировку $\{158\}[13-2]$, а зерно, помеченное как 2, – $\{23-2\}[-214]$. Ориентировки зерен существенно различны, соответственно различается плотность малоугловых границ.

3. Величина субзерна зависит от размеров кристаллита, что особенно хорошо заметно при рассмотрении малых зерен, расположенных на рисунке 4.5 между зернами 1 и 2.

4. Плотность высокоугловых границ повышается вблизи границ зерен и включений второй фазы.

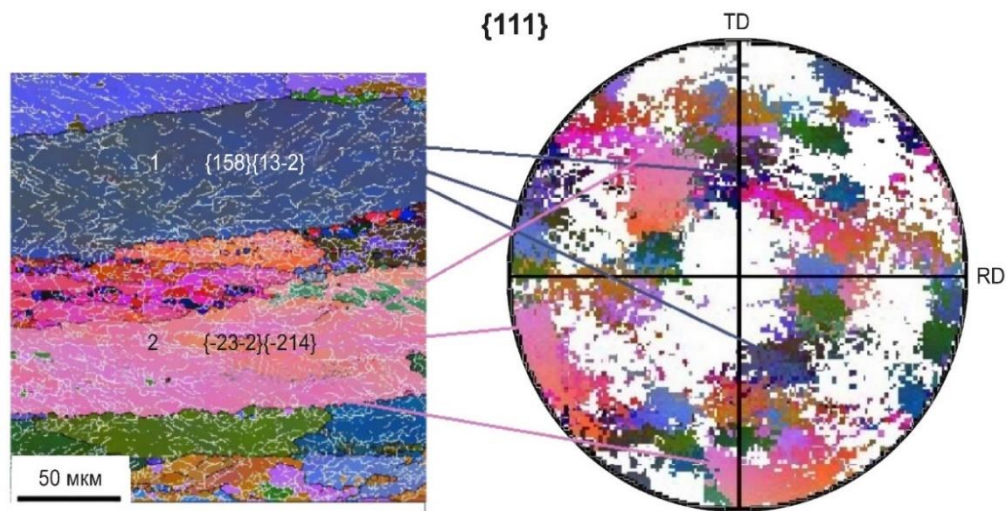


Рисунок 4.5 – Ориентировки зерен и следы плоскостей
на прямой полюсной фигуре

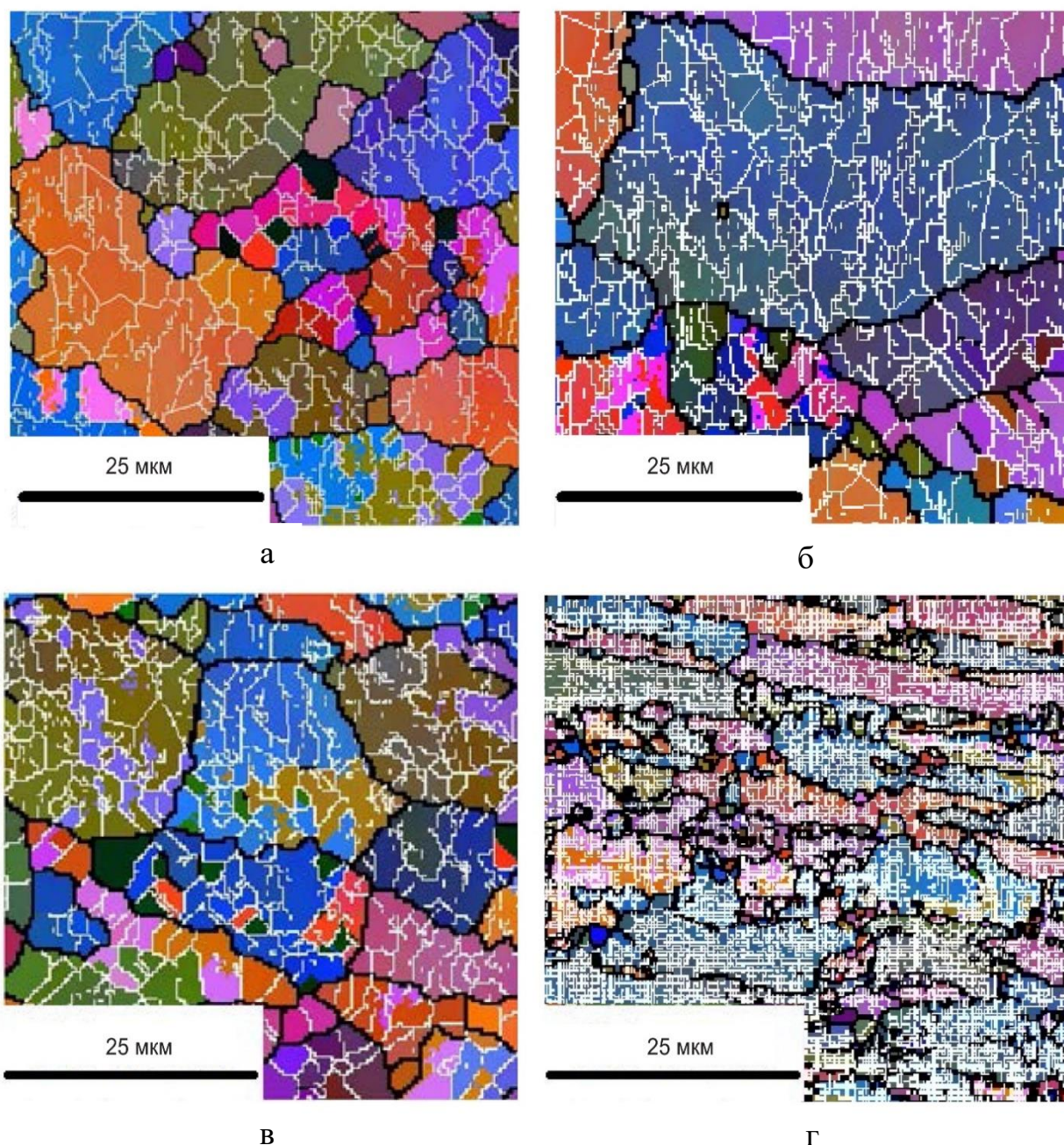
5. На границах зерен с разной ориентировкой величина угла разориентировки субзерен растет, и по мере развития деформации это приводит к появлению мелких зерен (рисунок 4.5, мелкие зерна между зернами 1 и 2).

6. Как и в сплаве 3104 и чистом алюминии, размер субзерна уменьшается с ростом параметра Зинера – Холломона. Это хорошо объясняется тем, что рост параметра Зинера означает снижение температуры деформации и повышение ее скорости. Эти факторы в свою очередь тормозят динамический возврат, который во многом способствует увеличению размеров субзерен (в том числе за счет объединения последних).

На рисунке 4.6 представлены субзерна, полученные для сплава 5182 при разных параметрах Зинера.

В сплаве 5182 в случае прокатки с малым параметром Зинера наблюдается полигонизированная структура с хорошо сформированными субзернами и следами прошедшего динамического возврата. По мере роста параметра Зинера субструктура сильно измельчается, что особенно хорошо видно на рисунке 4.8, уменьшаясь до 1,5–1,7 мкм. В целом субзерно в 2,2 раза больше, чем при

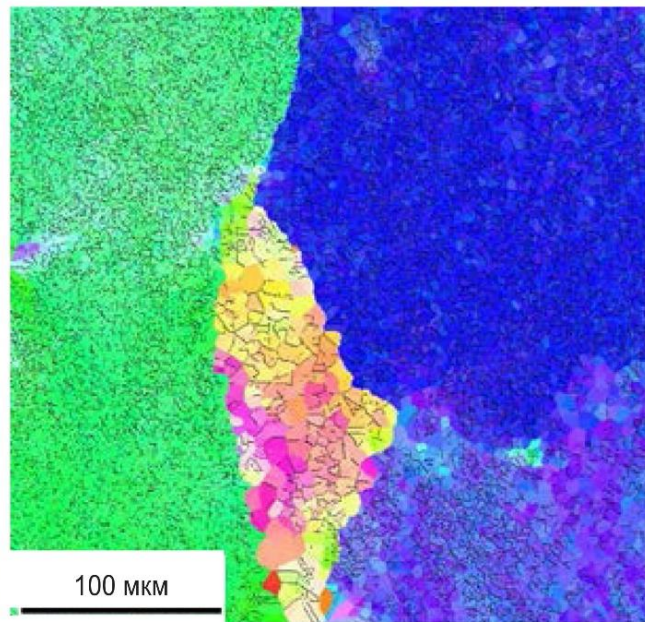
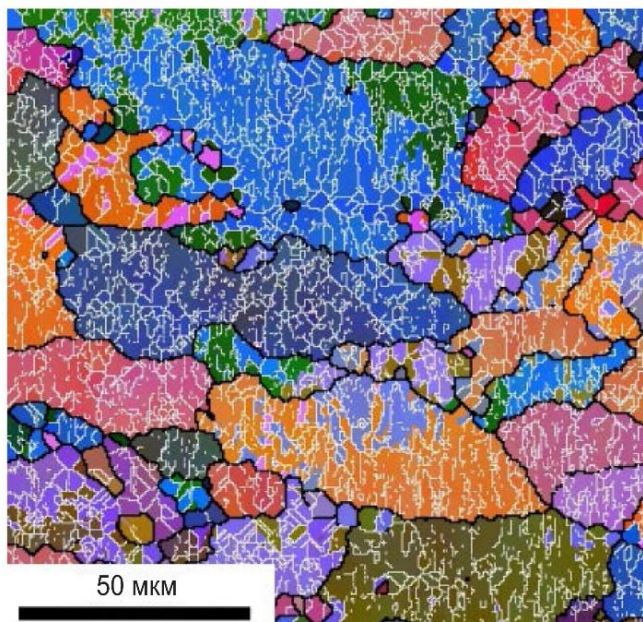
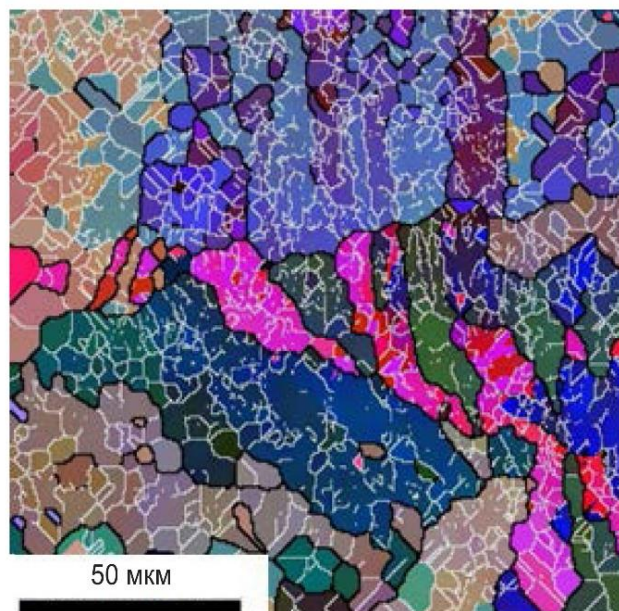
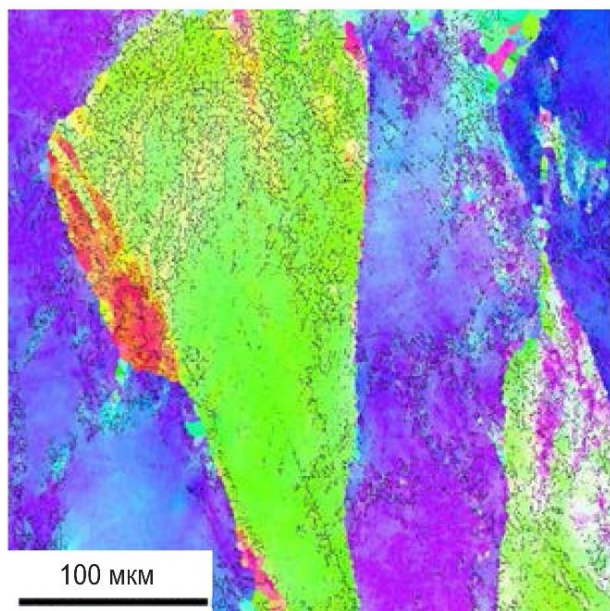
аналогичных значениях параметра Зинера в технически чистом алюминии и сплаве 8011. Такая разница объясняется в основном влиянием магния, который снижает энергию дефекта упаковки и замедляет движения дислокаций. Следует также отметить, что, в отличие от сплава 8011, субзерна в данном сплаве не так зависят от конкретной ориентации кристаллитов.



$$а - Z = 2,6 \cdot 10^{14}; \text{б} - Z = 4,5 \cdot 10^{14}; \text{в} - Z = 8,2 \cdot 10^{15}; \text{г} - Z = 9,0 \cdot 10^{17}$$

Рисунок 4.6 – Области 50х50 мкм, выбранные для оценки средней величины субзерна образцов сплава 5182: логарифм параметра Зинера

На рисунке 4.7 представлены субзерна, полученные для сплава 1565ч при разных параметрах Зинера.



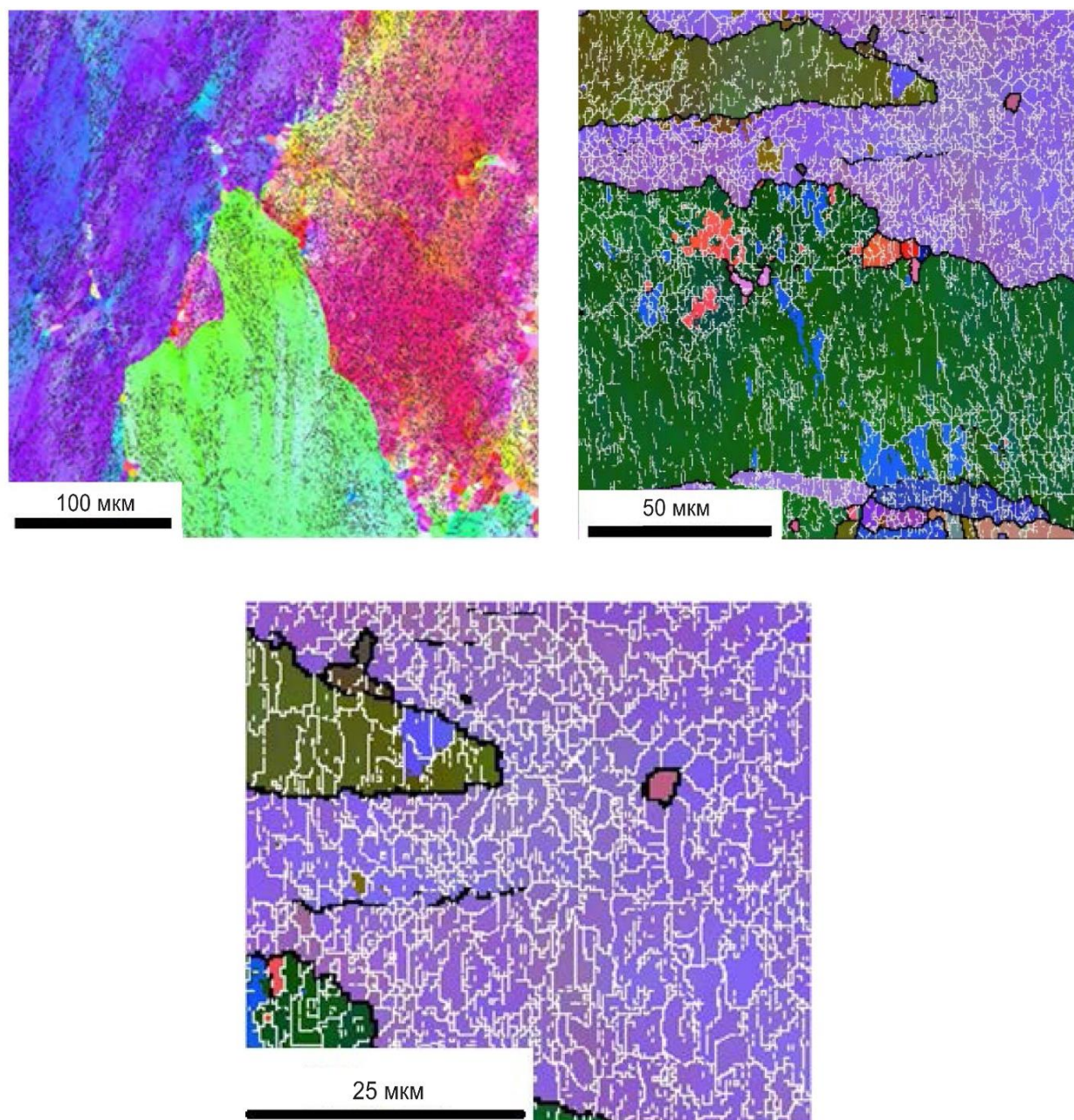
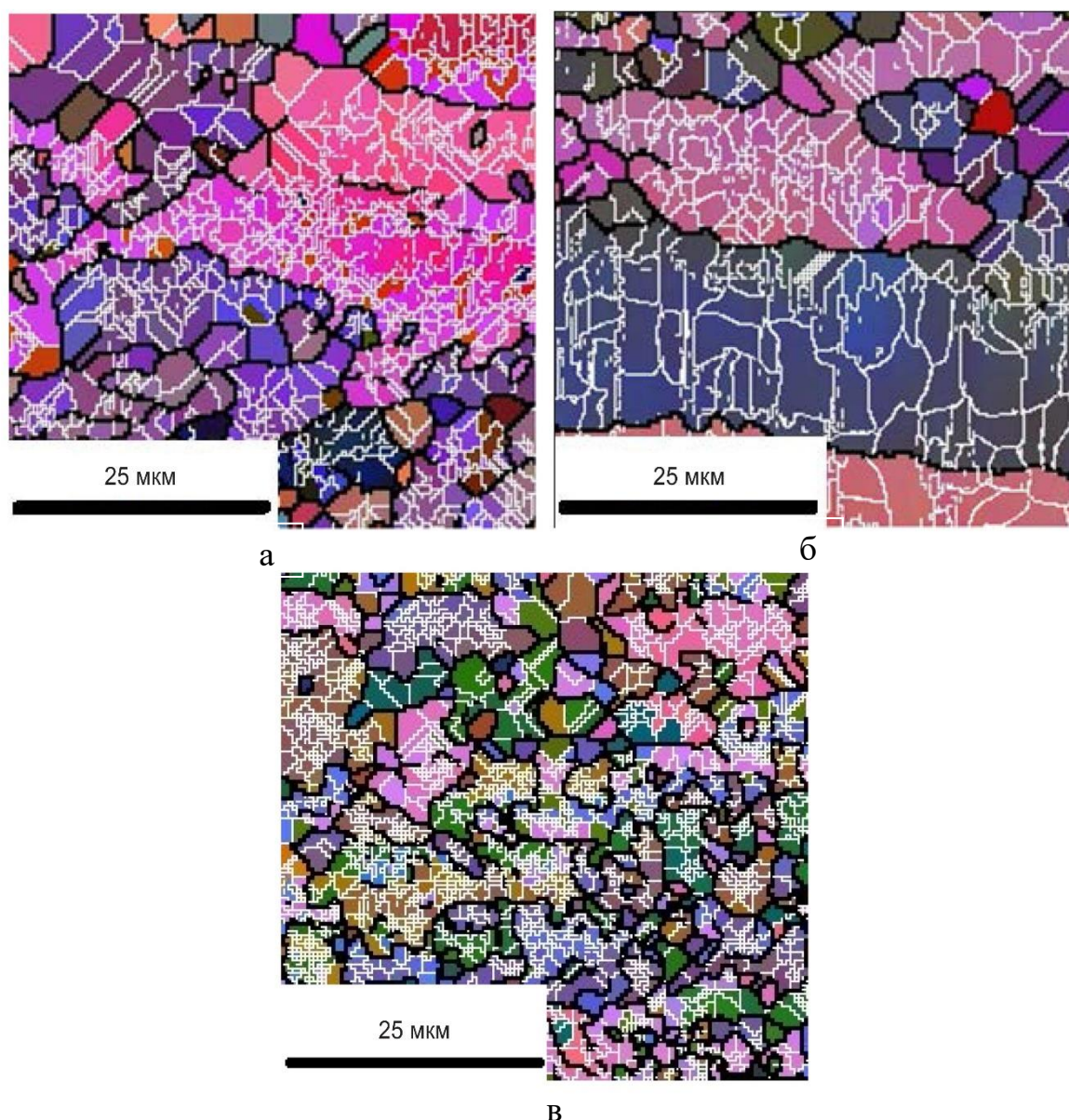


Рисунок 4.7 – Области 50х50 мкм, выбранные для оценки средней величины субзерна образцов сплава 1565ч

На рисунке 4.8 представлены субзерна, полученные для сплава 1570 при разных параметрах Зинера. Кроме того, для сплавов 1565ч и 1570 размер и распределение субзерен и дислокационной структуры изучались методом просвечивающей микроскопии.

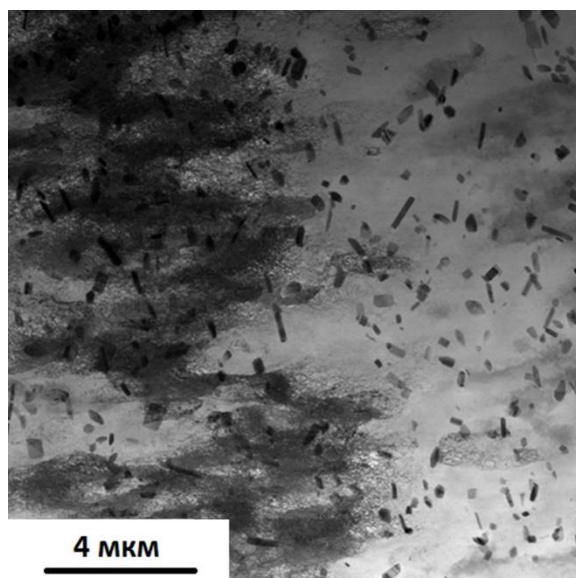
Структура образца характеризуется крайне высокой плотностью дислокаций (рисунок 4.9 а).

Границы субзерен неразличимы. Отдельные дислокации не наблюдаются. В объеме зерна равномерно распределены пластинчатые частицы с повышенным содержанием Mn, однако наблюдается различная объемная доля частиц от зерна к зерну. Отдельные частицы достигают размеров 200 нм в ширину и 2,5 мкм в длину. Образец имеет направленную субзеренную структуру (рисунок 4.9 б). Размеры субзерен в поперечном направлении варьируются от 0,1 до 2 мкм.

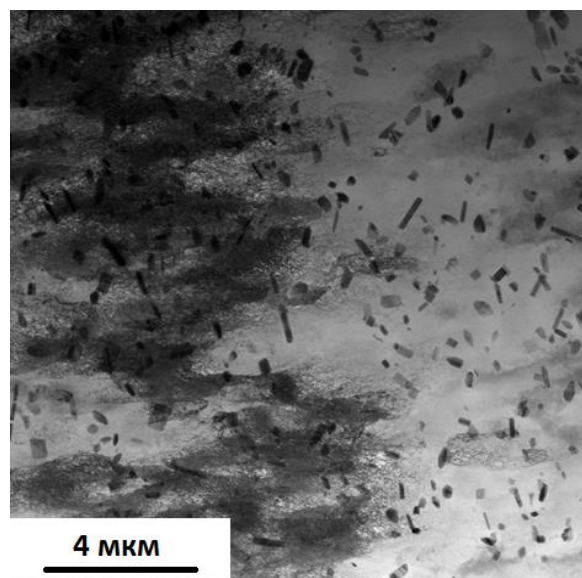


а – параметр Зинера $Z = 2,6 \cdot 10^{14}$; б – $Z = 4,5 \cdot 10^{14}$; в – $Z = 9,0 \cdot 10^{17}$

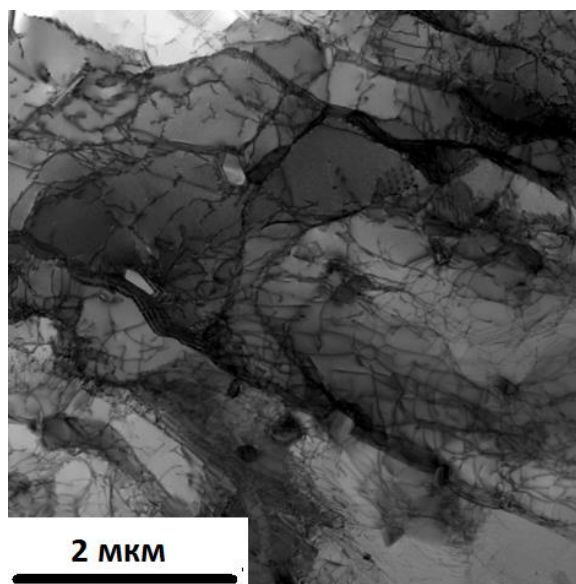
Рисунок 4.8 – Области 50х50 мкм, выбранные для оценки средней величины субзерна образцов сплава 1570



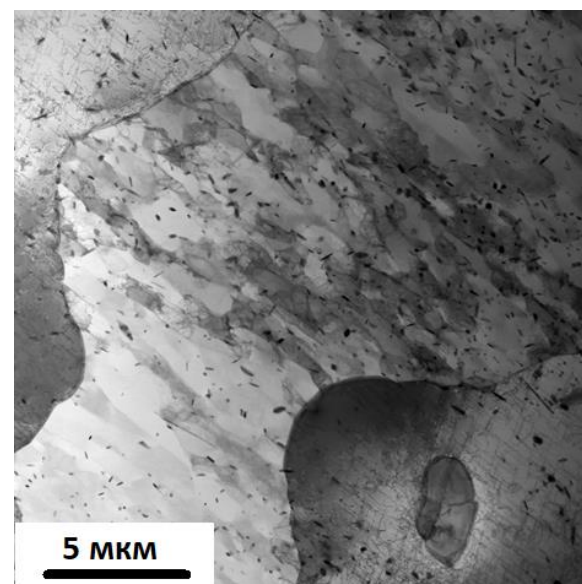
а



б



в



г

а – горячая прокатка 350 °С (с фиксацией микроструктуры в воде);

б – горячая прокатка 450 °С (с фиксацией микроструктуры в воде);

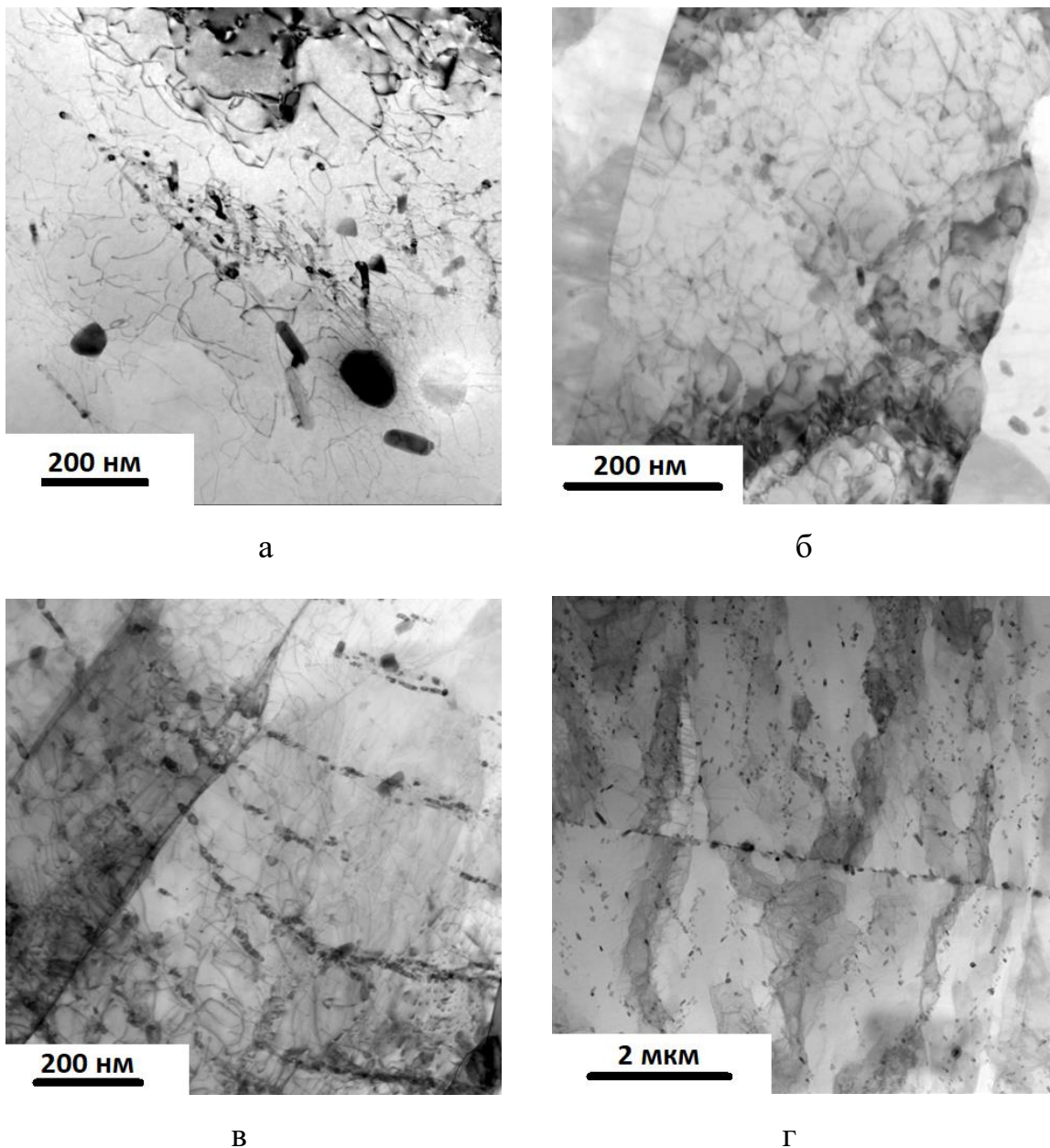
в – горячая прокатка 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч;

г – горячая прокатка 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 4.9 – Субзеренная структура после различных режимов термомеханической обработки сплава 1565ч

Дислокационный контраст характерен для сильно деформированного состояния с высокой плотностью дислокаций, но меньшей чем в образце 111. Отдельные дислокации редко различимы. В объеме зерен распределены пластинчатые частицы с повышенным содержанием Mn. Наблюдаются различия в объемной доле частиц в разных зернах. Образец имеет выраженную направленную субзеренную структуру (рисунок 4.9 в). Размер субзерен составляет 1–2 мкм. Присутствуют равноосные субзерна. Дислокационная плотность относительно низкая. В объеме зерна преимущественно на границах субзерен располагаются пластинчатые и стержневидные частицы с повышенным содержанием Mn. Образец имеет выраженную направленную субзеренную структуру (рисунок 4.8 з). Размер субзерен составляет 0,3–1 мкм. Дислокационная плотность незначительно ниже, чем в образце 1110, что может быть обусловлено локальностью исследования. В объеме зерна преимущественно на границах субзерен располагаются пластинчатые и стержневидные частицы с повышенным содержанием Mn (предположительно Al_6Mn). Крупные стержневидные частицы размером до 3 мкм, как и в образце 1110, располагаются только на субзеренных границах. Также присутствует неоднородное распределение частиц фазы от зерна к зерну.

После горячей прокатки при 350 °C и отжиге при 350 °C они имеют направленную структуру со средней толщиной 1–2 мкм. Плотность дислокаций невысокая, различаются отдельные дислокации. После горячей прокатки при 450 °C имеет направленную субзеренную структуру с высокой степенью наклепа (рисунок 4.10 б). Размер субзерен в среднем составляет 5 мкм. После горячей прокатки при 350 °C и отжига при 350 °C имеет направленную субзеренную структуру со средней толщиной субзерен 1–2 мкм (рисунок 4.10 в). Плотность дислокаций ниже средней. Образец имеет развитую направленную субзеренную структуру с размерами отдельных субзерен 0,1–1 мкм (рисунок 4.10 з). Присутствуют равноосные субзерна. Плотность дислокаций ниже, чем при режиме на рисунке 4.10 в.



а – горячая прокатка 350 °С (с фиксацией микроструктуры в воде); б – горячая прокатка 450 °С (с фиксацией микроструктуры в воде); в – горячая прокатка 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч; г – горячая прокатка 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 4.10 – Субзеренная структура после различных режимов термомеханической обработки сплава 1570

В обоих этих сплавах сохраняется та же закономерность, что и в 5182: субзерна по мере увеличения параметра Зинера также уменьшают свой размер. При этом размеры субзерен при одинаковых параметрах Зинера весьма близки друг ко другу как в обоих рассматриваемых сплавах, так и в 5182. Это говорит о

том, что влияние на размер субзерен на этих этапах деформации и при данных параметрах Зинера в первую очередь будет оказывать энергия дефекта упаковки, а не размер частиц второй фазы. Кроме того, надо отметить, что из этих данных следует, что если при выдержке рекристаллизации не происходит (как будет показано далее, при всех приведенных на рисунках 4.9–4.10 режимах в рассматриваемых сплавах 1565ч и 1570 она не будет происходить), то после выдержки сохраняется полигонизированная субструктура.

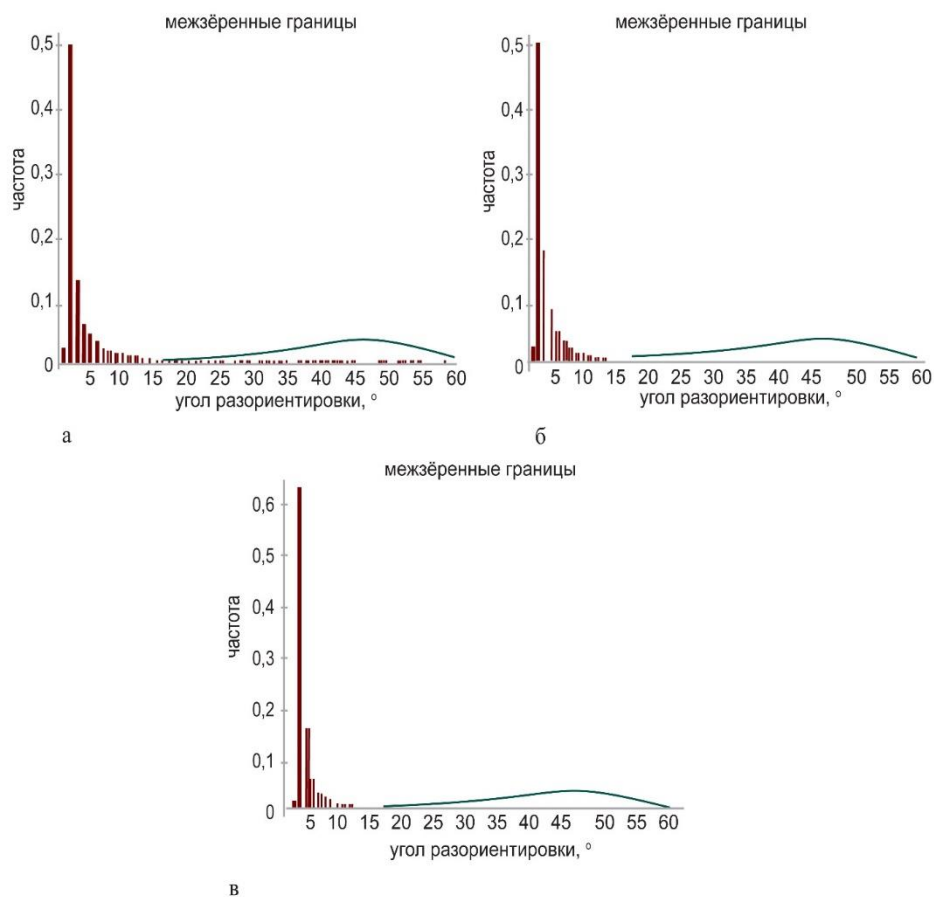
Величины углов разориентировки показаны на рисунке 4.11, на примере для сплава 1565. Анализ этого и других исследованных сплавов показывает, что углы разориентировки субзерен лежат в пределах 2° и незначительно зависят от параметра Зинера – Холломона. Для остальных исследуемых сплавов сохраняется та же зависимость.

Зависимость средней величины субзерен для образцов из сплавов 8011, 1570, 1565, 5182 и чистого Al представлена на рисунке 4.12. Характер изменения размера субзерен, в зависимости от величины параметра Зинера – Холломона, во всех рассмотренных на рисунке 4.10 случаях может быть представлен в виде соотношения (1.4).

Отметим, что для удобства представления на рисунке формула (1.4) была прологарифмирована. Для сплава 8011 предлагается: $m = 1$; $A = 0,0077$; $B = 0,0059$. Для сплавов 1565, 5182, 1570 найдены коэффициенты: $m = 1$; $A = -0,9092$; $B = 0,0377$.

4.1.2 Изучение размера и количества интерметаллидных частиц в перспективных алюминиевых сплавах

Следует отметить, что химический состав частиц, присутствующих в основных группах алюминиевых сплавов, достаточно хорошо изучен [218–238]. Однако в литературе достаточно мало сведений о конкретном соотношении размер/количество интерметаллидных частиц, но именно оно необходимо для контроля кинетики рекристаллизации, мобильности межзеренных границ и текстурной композиции.



$$а - Z = 2,6 \cdot 10^{14}; \text{ б} - Z = 4,5 \cdot 10^{14}; \text{ в} - Z = 9,0 \cdot 10^{17}$$

Рисунок 4.11 – Углы разориентировки на образцах сплава 1565 при разных значениях параметра Зинера – Холломона

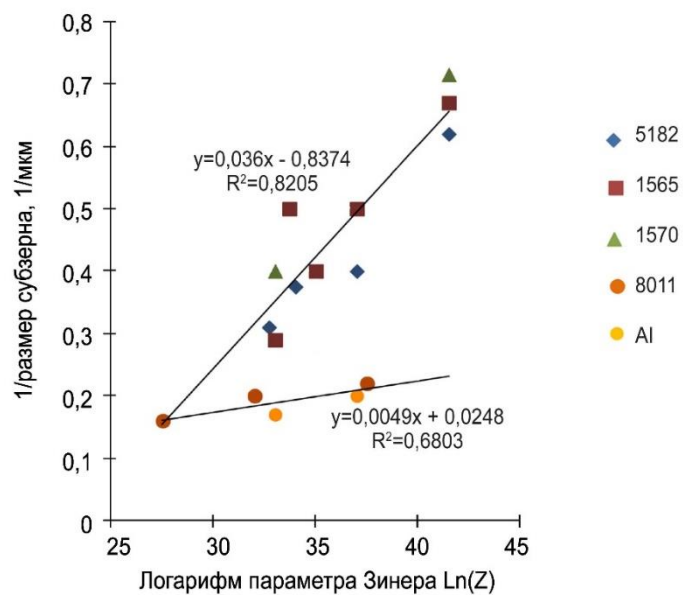


Рисунок 4.12 – Зависимость размера субзерна от параметра Зинера – Холломона для разных сплавов

Для большинства исследованных в работе сплавов, кроме 5182 и 3104, информации о распределении частиц по размерам практически нет. Необходимо также учитывать, что крупные интерметаллиды имеют склонность к дроблению при термомеханической обработке [163–168, 202–240]. Поэтому для использования данных о размерах и количестве интерметаллидов в реальных промышленных системах, а именно в непрерывном стане, нужна оценка интерметаллидов как до, так и после термомеханической обработки. Сведения о том, как влияет термомеханическая обработка на количество и размеры интерметаллидов, в настоящее время отсутствуют для всех исследуемых сплавов. Отметим, однако, что для экономии места будут приведены и обсуждены результаты, полученные после прокатки в непрерывной группе [8, 191, 193, 212, 214, 216]. С дополнительными данными о размерах и типе интерметаллидных частиц при различных режимах термомеханической обработки алюминиевых сплавов (с плоской схемой деформации) можно ознакомиться в работах [162, 164, 166, 195, 199, 201, 203, 204].

В чистом алюминии (рисунки 4.13–4.15) обнаружены характерные для него частицы Al_3Fe , которые достигают размеров $10\div 12$ мкм, однако в среднем их радиус равен 2,5 мкм и, как будет показано, он является не слишком большим по сравнению с другими алюминиевыми сплавами. Отметим, что данные частицы имеют иглообразную форму, однако здесь и далее будет фигурировать именно их радиус, пересчитанный из площади, хотя морфология частиц, несомненно, играет определенную роль в их способности к зародышеобразованию. Однако в первую очередь на накопленную энергию влияет их площадь, которую для удобства расчетов лучше представлять в виде круга. Данные частицы занимают также не очень большой объем металла – около 1 %. Их небольшой размер и незначительный объем, которые они занимают, позволяют предполагать, что PSN-механизм будет замечен лишь при больших значениях параметра Зинера – Холломона.

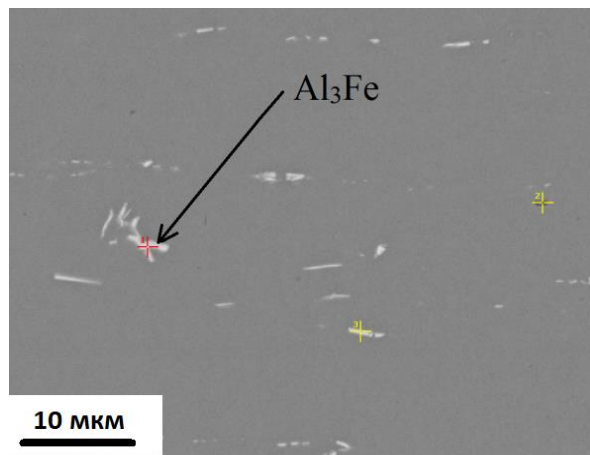


Рисунок 4.13 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве А5

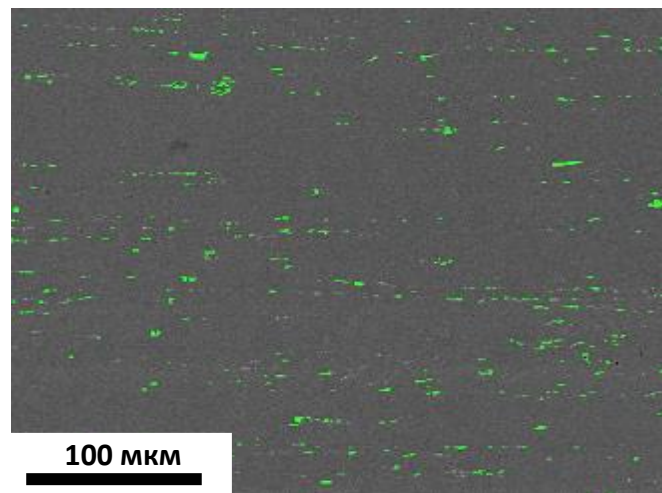


Рисунок 4.14 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в чистом алюминии

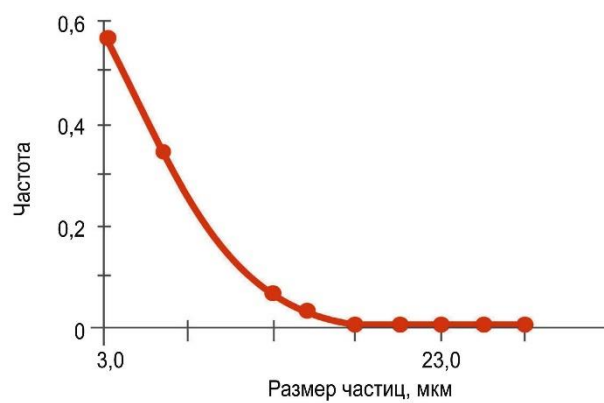


Рисунок 4.15 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве А5

Как видно из рисунка 4.16, в данном сплаве почти не наблюдается мелкодисперсных частиц. Они занимают лишь 0,08 % объема, и можно предположить, что представлены метастабильными фазы Al_6Fe , выпавшие в ходе предшествующей термомеханической обработки. Основываясь на этом утверждении, можно заключить, что P_z , создаваемая данными частицами, будет весьма незначительной и почти не повлияет на происходящие процессы. Таким образом, можно предположить, что основным сдерживающим рекристаллизацию фактором в данной группе сплавов будет ЭДУ, уменьшающая плотность дислокаций и увеличивающая размер субзерен, замедляя тем самым тормозящую силу рекристаллизации. Следует сказать, что в случае с чистым алюминием основным источником мелкодисперсных частиц являются примесные Fe и Si, которых в нем, в отличие от сплавов серии 8XXX, достаточно мало для образования мелкодисперсных частиц.

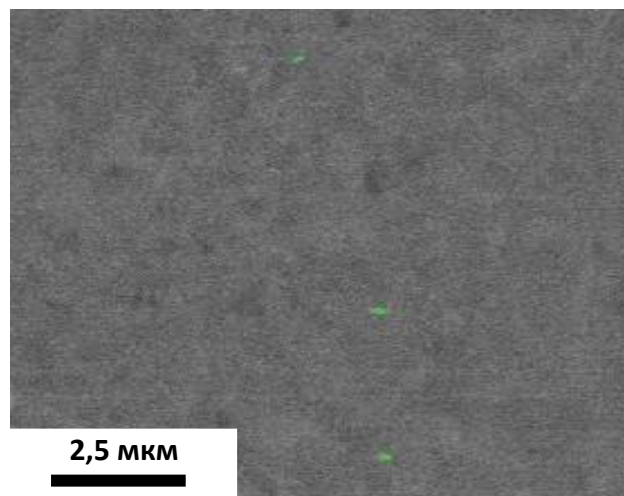


Рисунок 4.16 – Мелкодисперсные частицы в сплаве А5

В сплаве 8011 (рисунки 4.17–4.19) наблюдаются частицы типа $Al_{12}Fe_3Si$, характерные для данной группы сплавов. Эти частицы имеют относительно большой размер, их средний условный радиус равен 3,4 мкм, и занимают они около 2,5 % объема. Сами интерметаллиды не имеют четкой морфологии и, по сути, являются остатками первичных интерметаллидов, которые сначала частично растворились в ходе литья, а потом разрушились в процессе горячей деформации.

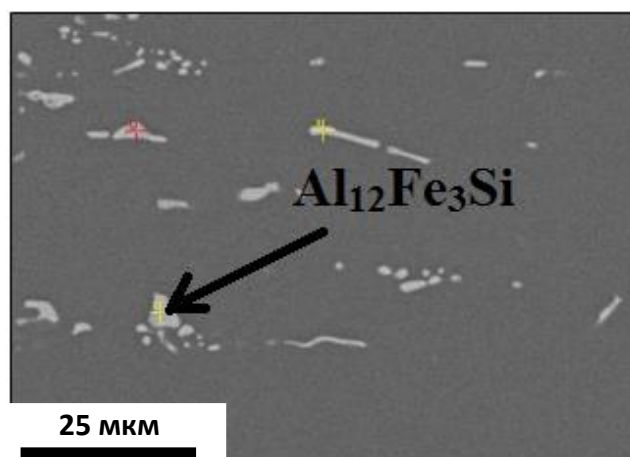


Рисунок 4.17 – Мелкодисперсные частицы в сплаве 8011

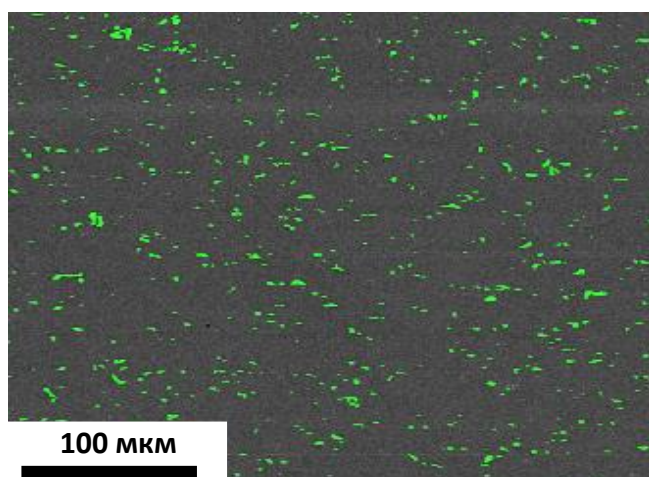


Рисунок 4.18 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве 8011

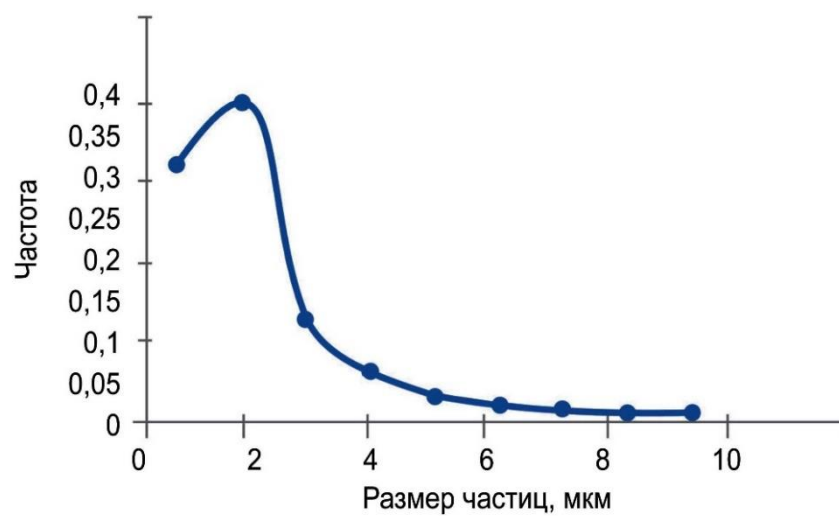


Рисунок 4.19 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве 8011

В сплаве 8011 (рисунок 4.20) наблюдается несколько большее количество мелкодисперсных частиц, чем в чистом алюминии: их общая доля повышается до 1,25 %. Это связано с большим содержанием в нем Fe и Si, которые отличаются плохой растворимостью. Размер мелкодисперсных частиц в среднем 0,7 мкм. Их недостаточно, чтобы подавить рекристаллизацию, однако они могут ее затормозить, а также изменить характер формирования зародышей, способствуя развитию кристаллитов с кубической ориентацией.

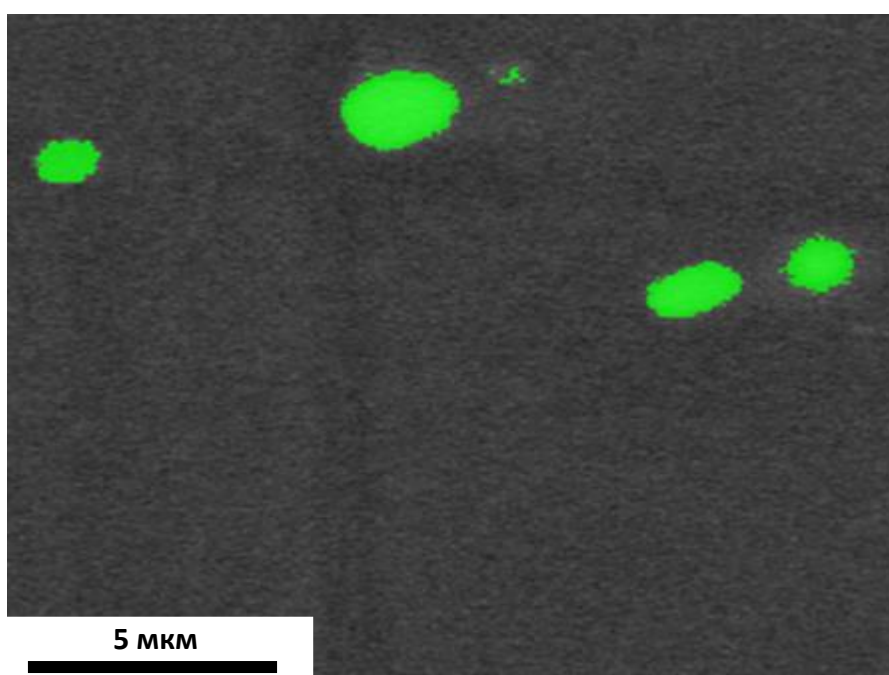


Рисунок 4.20 – Мелкодисперсные интерметаллидные частицы в сплаве 8011

В сплаве Д16 (рисунки 4.21–4.23) обнаружены типичные для него крупные интерметаллиды $\text{Al}_{12}(\text{FeMnCu})_3\text{Si}$, которые не имеют четкой морфологии, хотя их форма довольно вытянута; а также, как правило, напрямую граничащие с ними интерметаллиды Al_2CuMg . Сами интерметаллиды состоят из двух групп. Во-первых, это большие частицы, чей условный диаметр равен 30 мкм, и более мелкие частицы диаметром 3,7 мкм. Общий занимаемый ими объем – 2,9 %. Такое количество частиц и их достаточно большой размер говорит о том, что основным механизмом при рекристаллизации данного сплава является PSN-механизм.

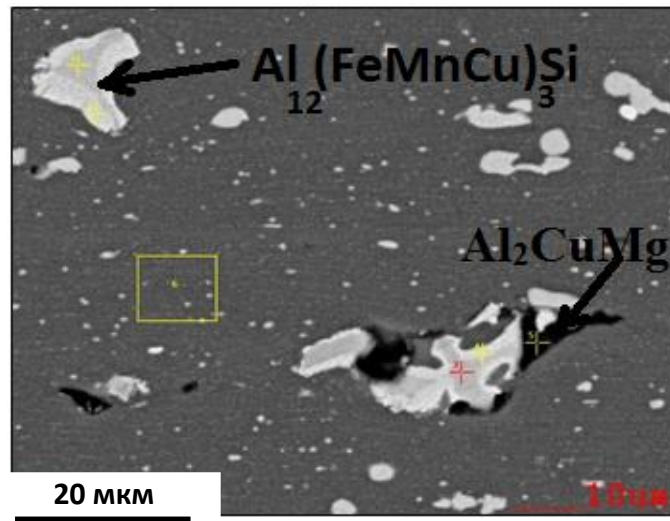


Рисунок 4.21 – Основные алюминиевые интерметаллиды в сплаве Д16

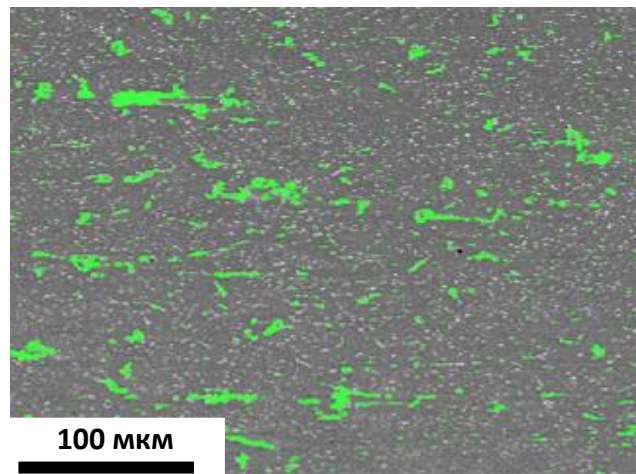


Рисунок 4.22 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве Д16

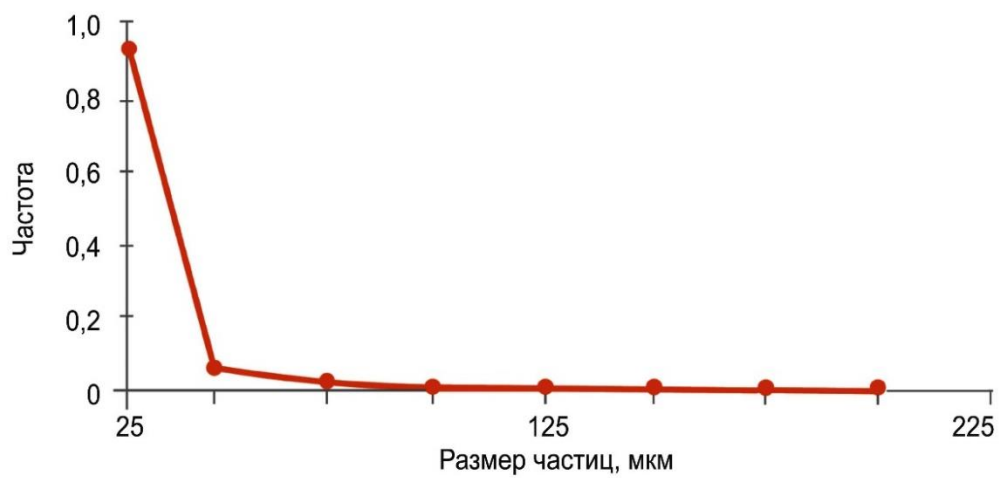


Рисунок 4.23 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве Д16

В сплаве Д16 (рисунок 4.24) средний размер дисперсоидов составляет $0,1 \div 0,2$ мкм. Так как сплав находится в незакаленном состоянии, частицы имеют довольно большой размер и разнообразную морфологию. Размер некоторых частиц – до 1 мкм, что является очень большим значением для мелкодисперсных частиц. Отметим, что чем больше размер дисперсных частиц, тем более склонен металл к процессам рекристаллизации. Однако их количество в данном случае составляет $5 \div 6$ % от общего объема, чего достаточно для полного подавления процессов рекристаллизации даже при сравнительно крупном размере частиц второй фазы. Следует отметить, что сплавы второй серии всегда содержат много таких плохо растворимых переходных элементов, как Cu и Mn, которые выпадают из твердого раствора при гомогенизации и горячей деформации. Только правильное сочетание режимов закалки и старения способствует получению когерентных упрочняющих частиц. Однако даже достаточно крупные частицы, выпавшие в ходе гомогенизации, способны существенно влиять на кинетику рекристаллизации.

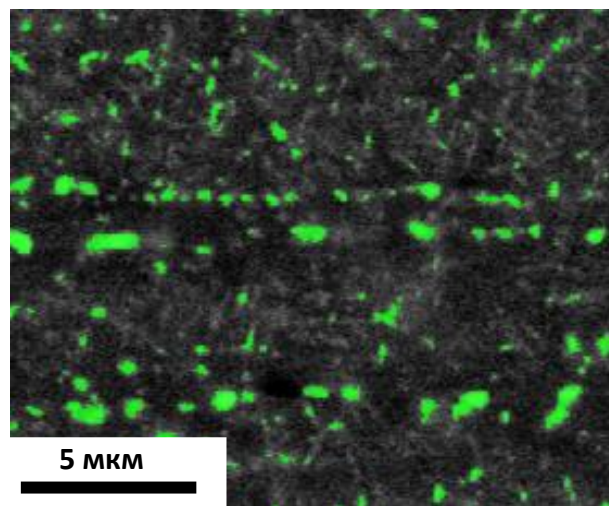


Рисунок 4.24 – Мелкодисперсные
интерметаллидные частицы в сплаве Д16

В сплаве 3104 (рисунки 4.25–4.27) наблюдаются достаточно крупные интерметаллиды размерами $10 \div 20$ мкм вытянутой формы, однако основная доля частиц приходится на интерметаллиды более округлой или не имеющей четкой

морфологии формы, размер которых равен $3\div 4$ мкм, а общий объем – 2 %. Данные интерметаллиды представлены частицами $Al_6(FeMn)$. Их размер и количество говорят о том, что механизм PNS будет оказывать достаточно серьезное влияние на рекристаллизацию и формирование текстуры.

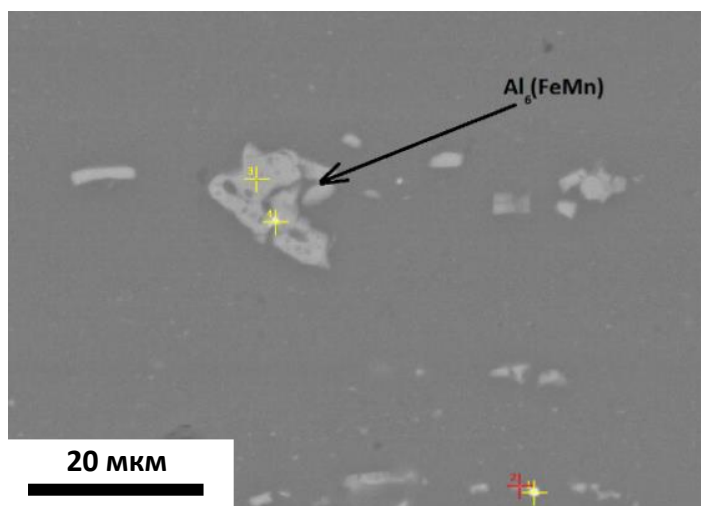


Рисунок 4.25 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы

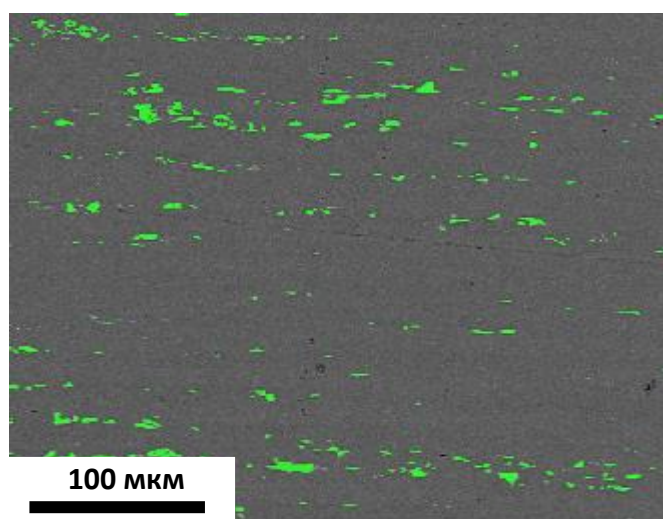


Рисунок 4.26 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы 3104

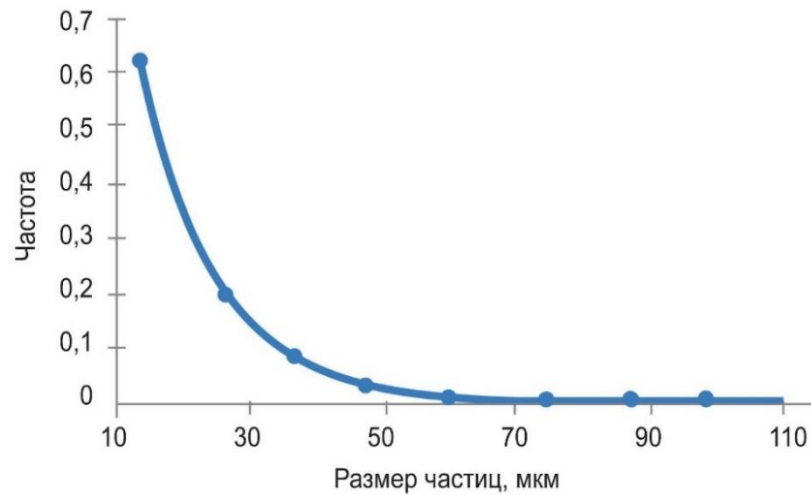


Рисунок 4.27 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве 3104

На рисунке 4.28 приведено распределение мелкодисперсных интерметаллидных частиц. В данном сплаве они занимают сравнительно большую долю – 1,5 %. Однако их средний радиус не так мал и составляет 100 мкм. Поэтому сравнительное количество частиц не такое большое и его недостаточно для полного подавления рекристаллизации, хотя они и могут ее затормозить. Большое количество мелкодисперсных частиц объясняется повышенным содержанием Mn и Fe в данном сплаве. Оба этих элемента плохо растворимы в алюминиевой матрице, из-за чего при гомогенизации и последующей обработке выпадает достаточно большое количество мелкодисперсных частиц.

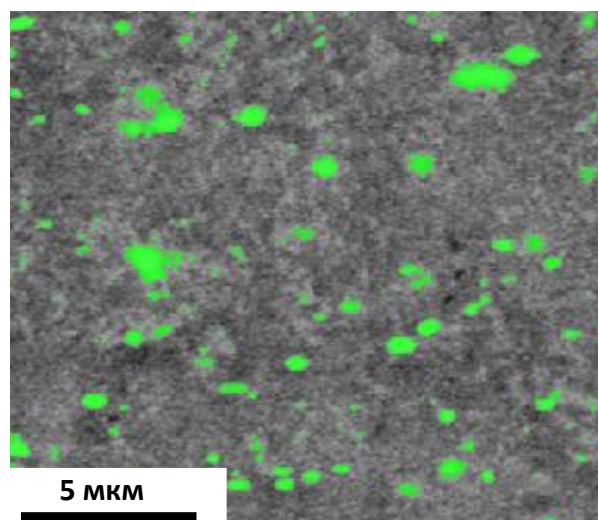


Рисунок 4.28 – Мелкодисперсные частицы второй фазы

В сплаве 5182 (рисунки 4.29–4.31) обнаружены два типа частиц второй фазы: Al_6MnFe и Mg_2Si . Первые представлены разной морфологией и могут иметь достаточно крупные размеры до 12,7 мкм, а средний их диаметр составляет 2,5 мкм. Как и в случае с другими сплавами, частицы, имеющие разный химический состав, расположены, как правило, вплотную друг к другу. Они же занимают до 1,5 % всего объема; этого количества недостаточно для доминирования PSN-механизма.

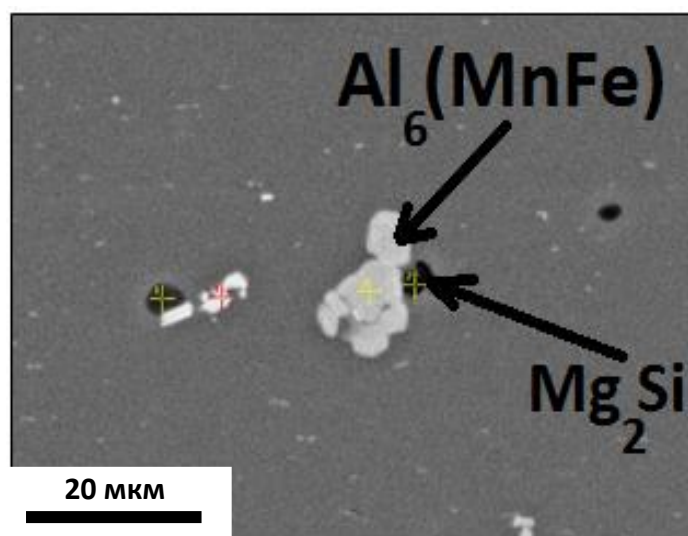


Рисунок 4.29 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 5182

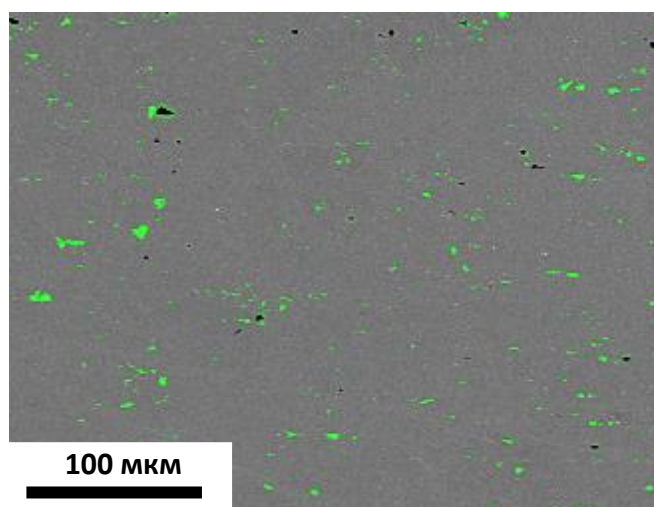


Рисунок 4.30 – Крупные интерметаллидные частицы в сплаве 5182

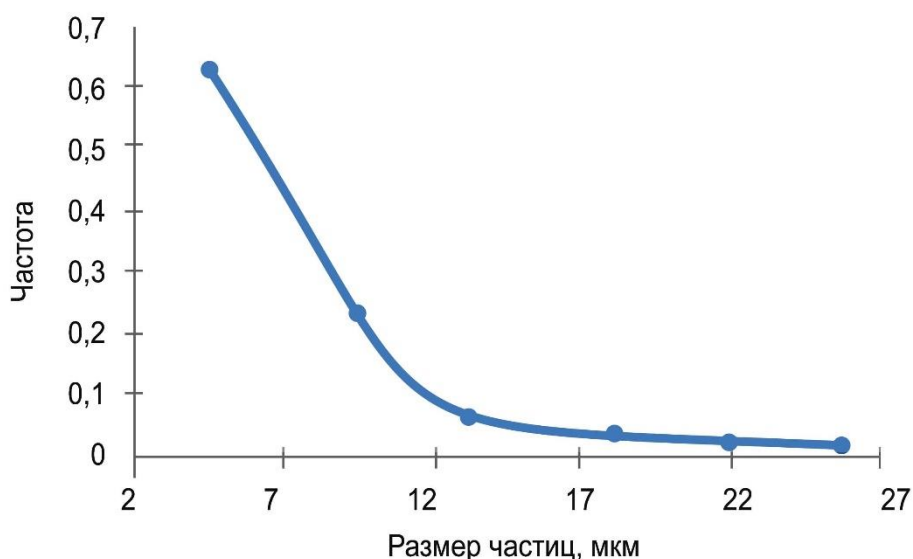


Рисунок 4.31 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве 5182

В сплаве 5182 (рисунок 4.32) присутствуют достаточно крупные мелкодисперсные частицы второй фазы размерами 0,3 мкм каждая, а занимаемая ими площадь составляет не более 0,5 %. Этого недостаточно не только для подавления, но и для серьезного торможения рекристаллизации. Поэтому в сочетании с высоким содержанием магния, резко снижающим ЭДУ 5182, тормозящим тем самым процессы возврата, малое количество частиц будет способствовать быстрому протеканию рекристаллизации, что уже неоднократно наблюдалось в сплавах с высоким содержанием магния [74, 78]. В сплаве 5182 основным строительным материалом для мелкодисперсных частиц второй фазы служат такие примесные элементы, как марганец и железо, которых в данном сплаве содержится достаточно мало. В основном уходят крупные интерметаллидные частицы, поэтому доля мелкодисперсных частиц также невелика.

В сплаве 1565ч (рисунки 4.33–4.35) крупные интерметаллидные частицы представлены такими же типами частиц, как и в сплаве 5182, а именно $Al_6(FeMn)$ и Mg_2Si . Однако данные интерметаллиды несколько крупнее тех, что наблюдаются в сплаве 5182, и могут достигать 35 мкм. Средний размер этих частиц также велик и достигает 2,8 мкм; общая занимаемая ими площадь составляет 1,4 %. Сами интерметаллиды не имеют общей явно выраженной

морфологии, хотя их форма, как правило, немного вытянута. В отличие от 5182, в сплаве 1565ч наблюдается достаточно большое количество крупных интерметаллидов Mg_2Si , что объясняется более высоким содержанием магния в последних. Наличие дополнительных интерметаллидов и их больший размер делает 1565ч более склонным к рекристаллизации по PSN-механизму, чем 5182.

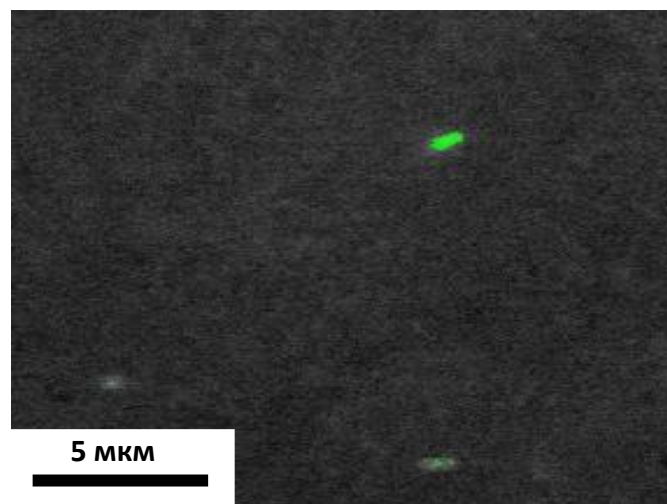


Рисунок 4.32– Мелкодисперсные частицы интерметаллидной фазы в сплаве 5182

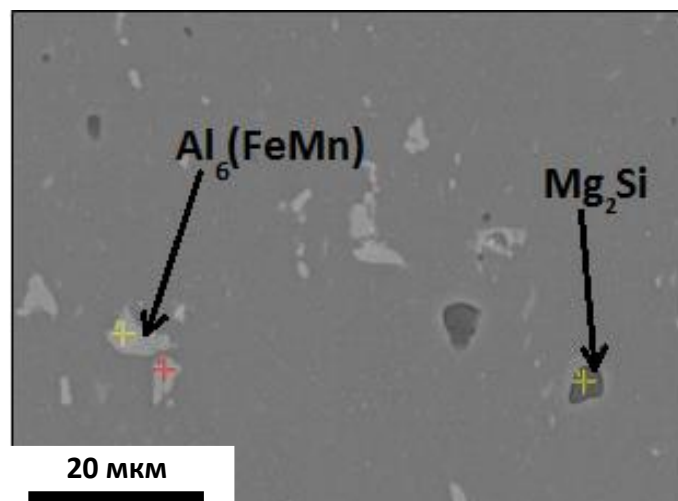


Рисунок 4.33 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 1565ч

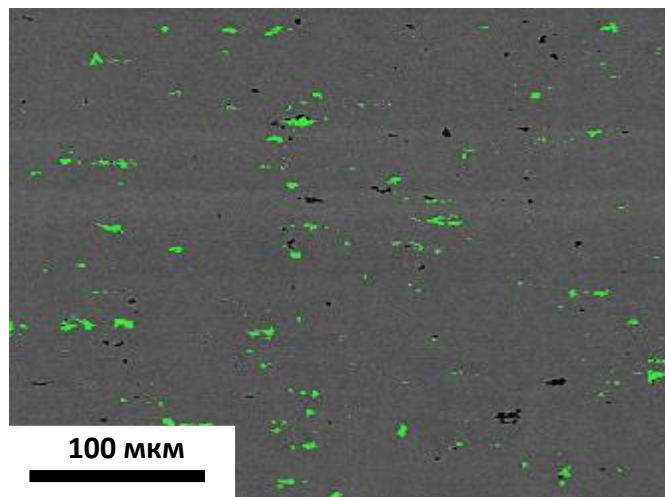


Рисунок 4.34 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 1565ч

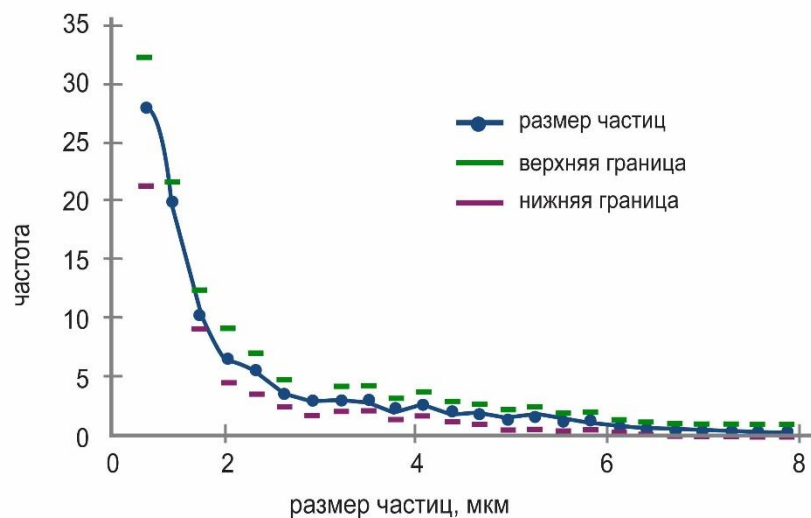


Рисунок 4.35 – Распределение крупных интерметаллидных частиц второй фазы по размерам в сплаве 1565ч

Сплав 1565ч имеет достаточно большое количество мелкодисперсных частиц второй фазы средним размером 0,05 мкм, объемом до 5,5 % (рисунок 4.36). Данные частицы значительно мельче и занимают намного больше объема, чем в сплаве 5182. Кроме того, они расположены не гомогенно, мелкие частицы формируются в основном на относительно небольшом расстоянии от крупных частиц. Данная особенность не полностью учитывается формулой (1.6); так, она предполагает однородное распределение частиц второй фазы по объему, тогда как

в данном сплаве они объединяются в кластеры. Это может завышать величину P_z , получаемую в ходе расчетов. Увеличение количества мелкодисперсных частиц можно связывать с наличием в данном сплаве плохо растворимого в алюминии циркония, а также более высокого содержания марганца и других элементов.

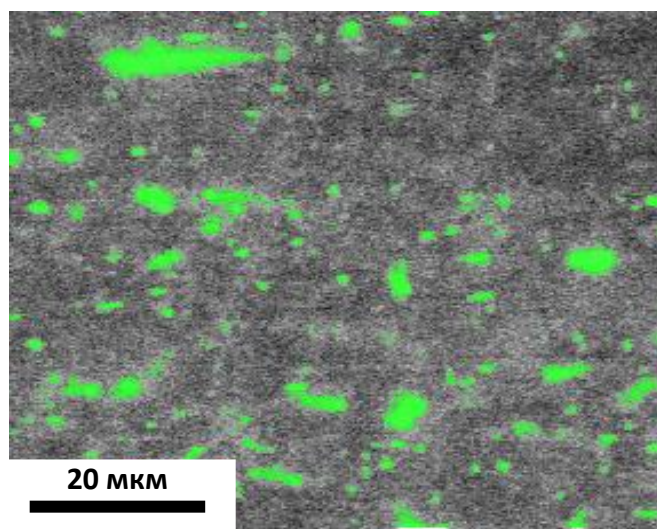


Рисунок 4.36 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 1565ч

В сплаве 1570 (рисунки 4.37–4.38) основные крупные интерметаллидные частицы также представлены двумя соединениями, а именно $Al_6(FeMn)$ и Mg_2Si . Эти частицы имеют достаточно крупный размер, а их условный диаметр может достигать 25 мкм. Как и в случае 5182, частицы с разными химическими составами, как правило, прилегают друг к другу. Они имеют меньший средний радиус, чем в 1565ч, однако занимают большую площадь поверхности. Таким образом, можно ожидать, что при рекристаллизации PSN-механизм будет играть серьезную роль.

Мелкодисперсные частицы имеют средние размеры 0,03 мкм и также образуются кластерами (рисунок 4.39). Это говорит о прерывистом характере образования данных частиц. Общий занимаемый этими частицами объем составляет $5 \div 7$ %, что в сочетании с их малым размером может привести к полному блокированию процессов рекристаллизации. Увеличение количества

частиц второй фазы может способствовать росту тормозящей силы, достаточной для полной блокировки процессов рекристаллизации. Основной причиной роста частиц второй фазы является добавка Sc, которая при наличии Zr обладает очень низкой растворимостью в алюминиевой матрице.

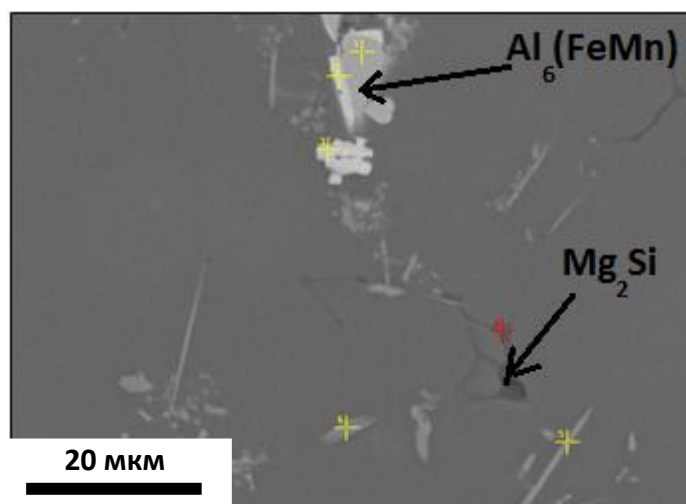


Рисунок 4.37 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 1570

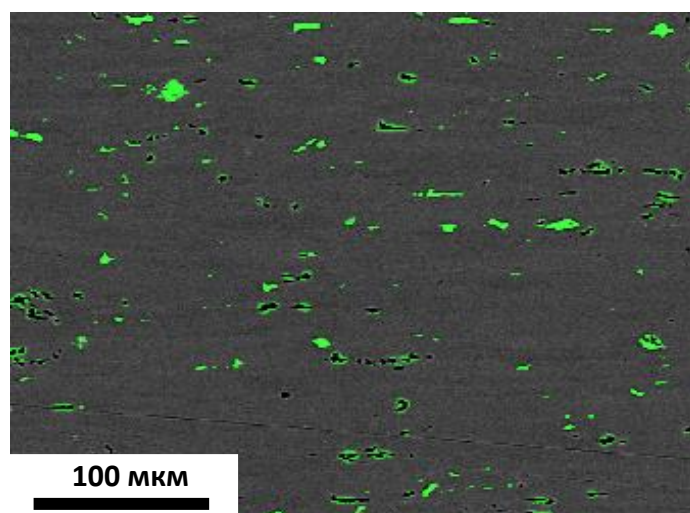


Рисунок 4.38 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве 1570

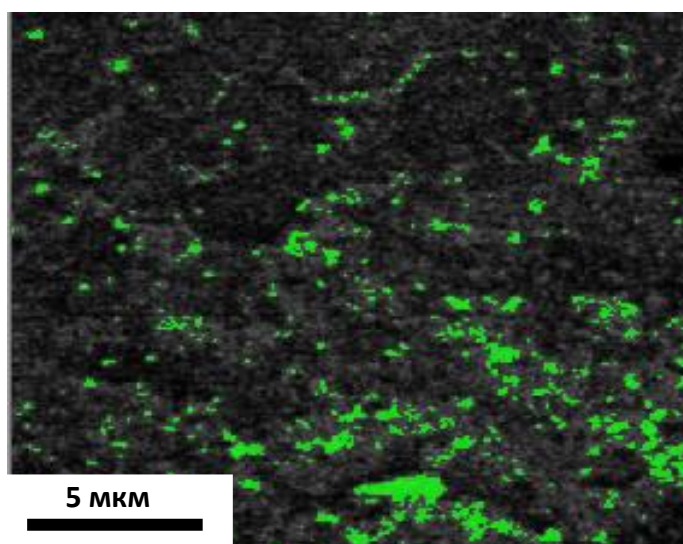
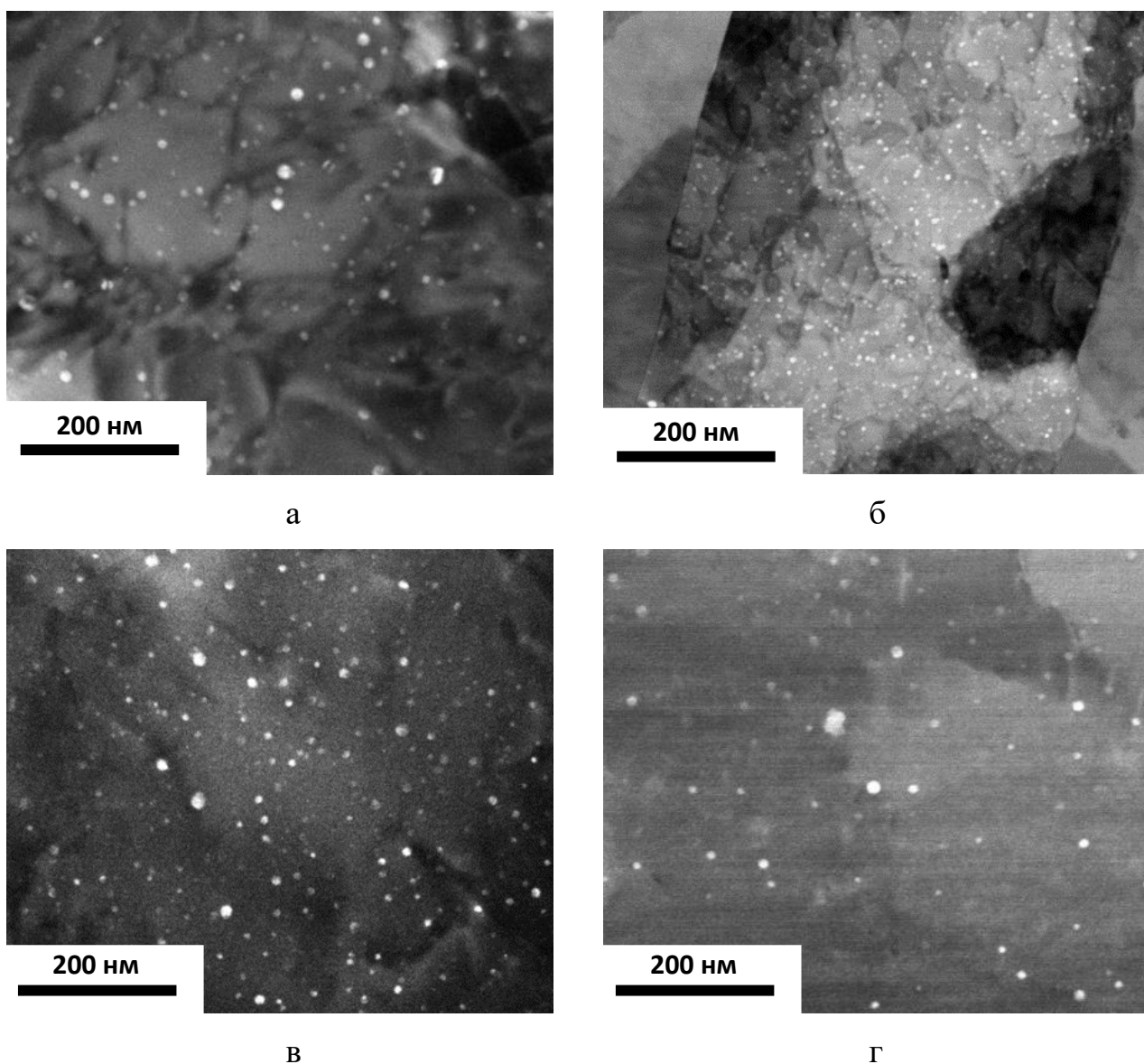


Рисунок 4.39 – Мелкодисперсные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве 1570

После горячей прокатки при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ вдоль субзеренных границ располагаются частицы неправильной вытянутой формы размерами до 200 нм с повышенным содержанием Mn и Sc. Равномерно по объему зерна распределены сферические частицы Al_3Sc размерами, не превышающими 15 нм (рисунок 4.40 а). После горячей прокатки при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ равномерно по телу субзерен распределяются сферические частицы фазы Al_3Sc (рисунок 4.40 б). Размеры частиц не превышают 15 нм . После горячей прокатки при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отжиге $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдаются строченные выделения частиц неправильной вытянутой формы с повышенным содержанием Sc (рисунок 4.40 в). Сферические частицы фазы Al_3Sc равномерно распределены по объему материала и имеют размеры не более 15 нм (рисунок 4.40 г). Их наличие объясняется тем, что выдержки 2 часа при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ недостаточно для полноценного протекания коагуляции. Наблюдаются также агломераты частиц размером не более 35 нм . Отметим, что строченные выделения частиц и их агломераты также видны из результатов электронной микроскопии. После горячей прокатки при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отжиге $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ также присутствуют сферические частицы фазы Al_3Sc размером не более 15 нм .



а – горячая прокатка 350 °С (с фиксацией микроструктуры в воде); б – горячая прокатка 450 °С (с фиксацией микроструктуры в воде); в – горячая прокатка 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч; г – горячая прокатка 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 4.40 – Наноразмерные частицы после различных режимов термомеханической обработки сплава 1570

В сплаве 6016 (рисунки 4.41–4.42) присутствуют в основном две крупные интерметаллидные фазы – Mg_2Si и Fe_3SiAl_{12} . Если первые частицы имеют в основном округлую форму, то вторые – длинную игольчатую. Средний условный радиус частиц – 2,4 мкм, а объем их заполнения – 0,7 %. Это говорит о том, что PSN-механизм будет слабо выражен в сплавах этой группы и не будет оказывать сильного влияния на процессы рекристаллизации.

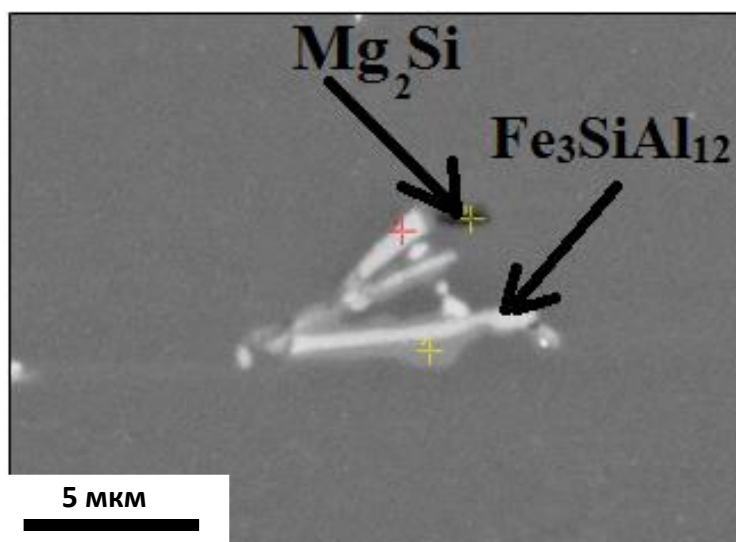


Рисунок 4.41 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 6016

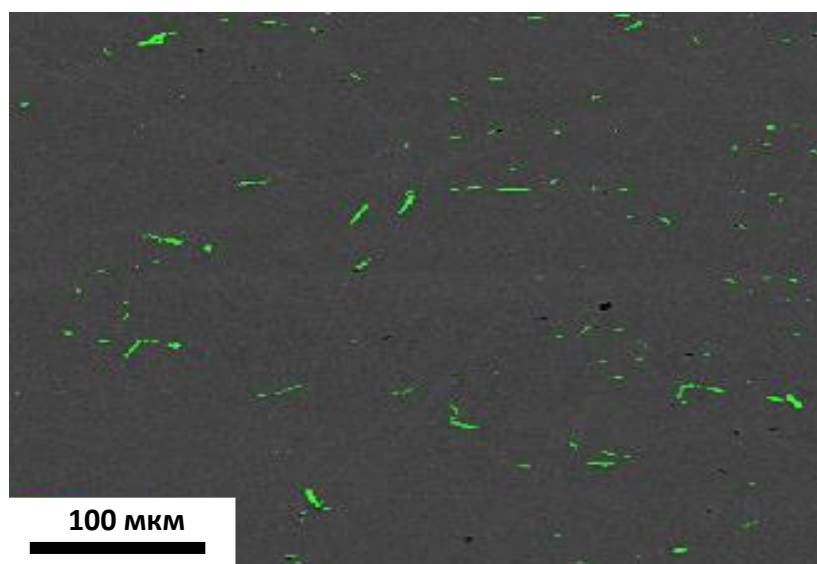


Рисунок 4.42 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве 6016

В сплаве 6016 (рисунок 4.43) наблюдается достаточно малое количество мелкодисперсных частиц второй фазы. Их средний размер составляет 0,1 мкм, а доля, которую они заполняют, – 0,18 %. Таким образом, можно заключить, что на кинетику рекристаллизации в данном сплаве будут в основном влиять энергия дефекта упаковки и мелкодисперсные частицы. Следует, однако, отметить, что после закалки и старения число частиц может несколько увеличиться, однако на данном этапе их количество незначительно.

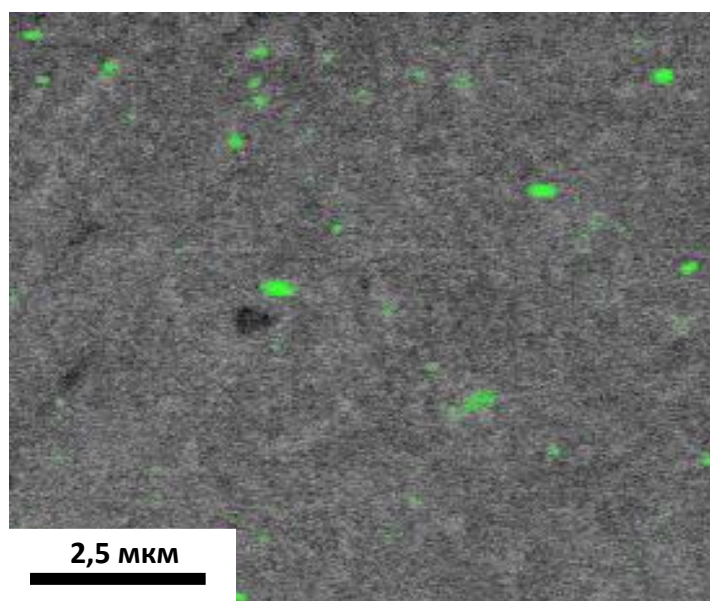


Рисунок 4.43 – Мелкодисперсные частицы второй фазы в сплаве 6016

В сплаве В95 (рисунки 4.44–4.45) идентифицированы два основных типа крупных интерметаллидных частиц второй фазы. Во-первых, это частицы типа $\text{Al}_2\text{CuMg}_2\text{Si}$, а также MgZn_2 . Из-за большого количества плохо растворимых в алюминиевой матрице легирующих элементов доля этих частиц достигает $3\div 4\%$; при этом их средний условный радиус составляет $2,1\div 2,5$ мкм. Это говорит о том, что при возможности протекания рекристаллизации PSN-механизм будет играть в ней значительную роль.

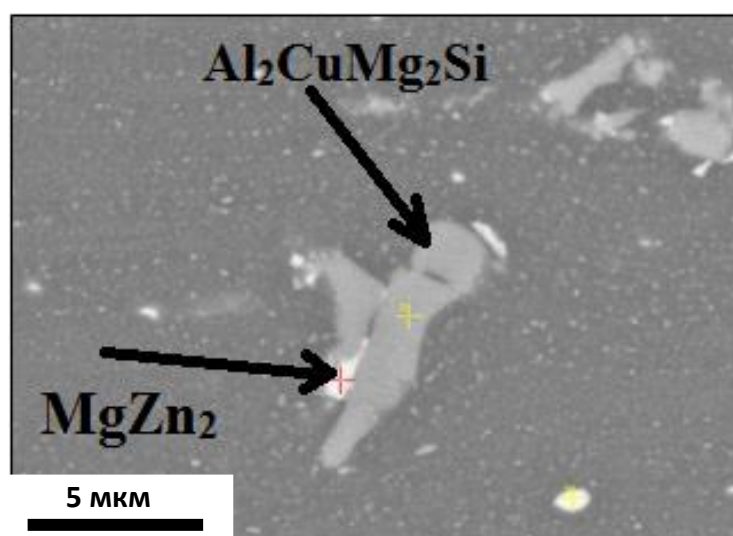


Рисунок 4.44 – Химическая композиция крупных интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 6016

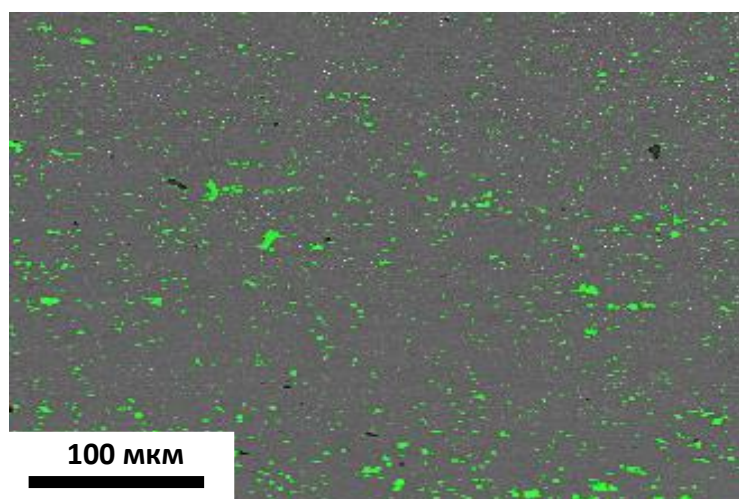


Рисунок 4.45 – Крупные интерметаллидные частицы второй фазы в сплаве В95

Из-за большого количества плохо растворимых примесных легирующих элементов в сплаве В95 (рисунок 4.46) наблюдается много мелкодисперсных частиц второй фазы. Их объем составляет 5 %, а средний размер – 0,1 мкм. Этого вполне достаточно для подавления процессов рекристаллизации. Отметим, что после закалки и совмещенного с ней старения число частиц второй фазы должно еще увеличиться, а их размер – уменьшиться.

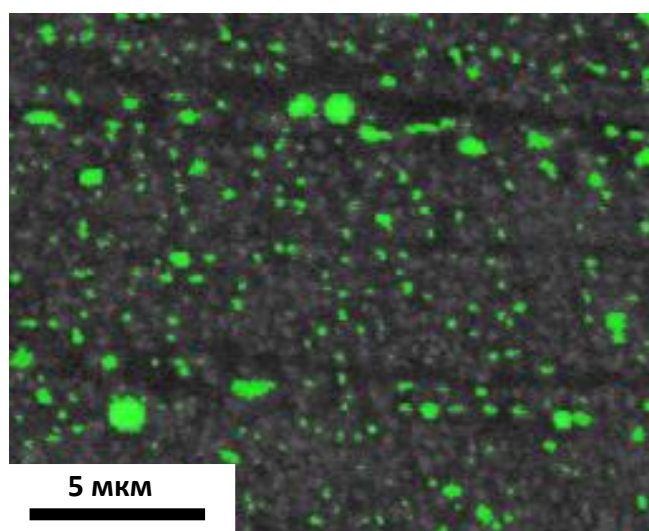


Рисунок 4.46 – Мелкодисперсные частицы второй фазы в сплаве В95

В таблице 4.1 приведены размеры и объемная доля интерметаллидных частиц в основных сплавах при производстве лент и листов, из которых

выполняется горячая прокатка в непрерывных станах. Кроме того, надо отметить, что выдержки на протяжении 2 часов при температуре 350 °С недостаточно для изменения среднего размера частиц и их объема в той степени, в которой они могут повлиять на прохождение рекристаллизации.

Таблица 4.1 – Размеры частиц в алюминиевых сплавах после термомеханической обработки в стане горячей прокатки

Серия	Сплав	Толщина образца, мм	Объемная доля интерметаллидов, %	Ср. диаметр интерметаллидов, мкм	Макс. диаметр интерметаллидов, мкм	Объемная доля дисперсоидов, %	Ср. диаметр дисперсоидов, мкм	Макс. диаметр дисперсоидов, мкм
1xxx	A5	52,6	1,53	2,5	11,1	0,08	0,08	1,0
		4,5	1,68	2,3	8,8	1,12	0,3	2,0
2xxx	Д16	42	2,96	3,7	30,7	4,69	0,4	2,0
		4	2,90	3,6	30,1	6,34	0,2	1,8
	АК4	31,2	7,32	3,7	23,6	2,62	0,3	3,1
		4,4	6,18	3,3	16,9	4,02	0,2	2,2
3xxx	3005	47	3,58	3,6	18,7	1,15	0,1	0,7
		3,5	3,53	3,1	15,2	1,84	0,2	1,5
	3104	34,3	2,79	4,6	21,2	1,51	0,1	1,9
		2,4	2,25	3,4	13,9	1,07	0,1	1,8
	Амц	48	3,97	3,3	17,0	1,53	0,1	1,0
		3,3	2,93	3,1	14,1	2,03	0,2	1,6
5xxx	АМг2	41,6	1,51	3,4	21,5	0,31	0,1	0,8
		3	0,99	2,7	12,2	0,31	0,1	1,2
	АМг3	47,3	4,78	3,6	25,1	0,89	0,2	2,6
		6	4,86	3,0	16,8	0,63	0,2	1,9
	1565ч	30	1,43	2,8	17,1	1,25	0,1	1,2
		2,8	1,39	2,6	27,5	2,37	0,1	1,5
	5182	35	1,18	2,5	12,7	0,63	0,3	1,2
		2,4	0,93	2,5	10,9	0,31	0,1	0,9
	1570	3,4	2,65	1,91	25,0	4,0	0,1	0,4
		1,0	2,3	1,35	20,5	7,0	0,2	0,4

Таблица 4.1 – Окончание

Серия	Сплав	Толщина образца, мм	Объемная доля интерметаллидов, %	Ср. диаметр интерметаллидов, мкм	Макс. диаметр интерметаллидов, мкм	Объемная доля дисперсоидов, %	Ср. диаметр дисперсоидов, мкм	Макс. диаметр дисперсоидов, мкм
6xxx	6016	49,5	0,98	2,4	19,2	0,18	0,1	0,8
		3,4	0,59	2,2	10,5	0,21	0,1	0,7
	6061	49,1	4,20	2,4	24,7	0,85	0,5	1,9
		5,5	3,66	2,8	21,3	0,79	0,5	1,8
7xxx	B95 пч	36	3,14	2,5	29,1	11,69	0,3	1,4
		6,5	4,16	2,1	16,7	4,30	0,1	1,7
8xxx	8011	46,7	2,59	3,4	14,8	0,24	0,4	2,0
		6,5	2,54	2,9	11,7	1,14	0,7	2,5

Условно к алюминиевым сплавам можно применять две системы классификации. Во-первых, по склонности металла к рекристаллизации и по PSN-механизму. Во-вторых, по тому, насколько рекристаллизацию будут подавлять мелкодисперсные частицы второй фазы. К склонным к PSN-механизму сплавам можно отнести сплавы группы 2XXX, 3XXX, 5XXX и 7XXX. В то же время не во всех сплавах возможна реализация по данному механизму, т.к. она будет подавляться мелкодисперсными частицами второй фазы. Это может произойти в сплавах 2XXX, 7XXX и некоторых сплавах серии 5XXX, микролегированных переходными элементами. Кроме того, диаметр и площадь интерметаллидов могут уменьшаться при деформации в непрерывном стане. Это связано, во-первых, с дроблением крупных интерметаллидных частиц второй фазы [203]; во-вторых, с тем, что некоторые крупные частицы второй фазы могут разрушаться до такой степени, что переходят в разряд дисперсоидов. Такие частицы больше не учитываются при определении общего количества крупных интерметаллидов. В таблице 4.2 приведены коэффициенты, необходимые для полноценного функционирования формулы (3.29). Из соображений невозможности протекания

рекристаллизации из-за действия мелкодисперсных частиц второй фазы данные опущены для таких сплавов, как В95 и 170.

Таблица 4.2 – Коэффициенты для использования формулы (3.29)

Сплав	N_0	L
А5	3226454446	0,26
Д16	2791877058	0,06
3104	1653787047	0,067
5182	1945444566	0,018
1565	$1,382e + 13$	0,667
8011	$1,55e + 14$	0,546

4.1.3 Изучение влияния подвижности межзеренных границ, размера и количества субзерен и интерметаллидных частиц на текстурные композиции

На основе зависимостей размеров субзерен от параметра Зинера – Холломона и сведений о количестве частиц второй фазы при горячей прокатке в непрерывной группе клетей с использованием алгоритма, приведенного в начале третьей главы, были получены сведения о мобильности зеренных границ и энергии их активации [164]. На основании этих данных при использовании разработанной в главе 3 математической модели были построены несколько графиков, позволяющих предложить классификацию алюминиевых сплавов по их способности к рекристаллизации.

Как видно из рисунка 4.47, во всех сплавах с высоким содержанием магния движущая сила рекристаллизации очень велика, что легко объясняется малым размером субзерен. Измельчению субзерен, в свою очередь, способствует сильно пониженная из-за высокого содержания магния энергия дефекта упаковки. При этом в сплаве 5182 рекристаллизация происходит почти мгновенно из-за очень малого количества мелкодисперсных частиц второй фазы и высокой

энергии движения границ. Сплав 1565ч также способен очень быстро рекристаллизироваться, однако на практике из-за высокой тормозящей силы этот процесс протекает медленно. Для того чтобы движущая сила хотя бы в 2 раза превзошла тормозящую, необходимы очень высокие параметры Зинера, поэтому на практике 1565ч рекристаллизуется несколько часов. Сплав 1570 невозможно рекристаллизовать при тех параметрах Зинера – Холломона, которые достижимы на современных непрерывных прокатных комплексах.

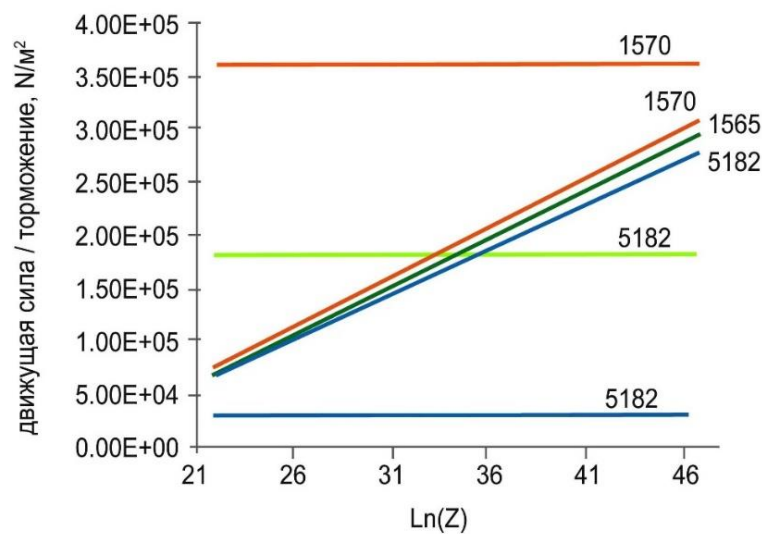


Рисунок 4.47 – Движущая сила рекристаллизации (Pd)

и зинеровское торможение (Pz) в сплавах с высоким содержанием магния

На рисунке 4.48 показаны соотношения движущей и тормозящей силы в чистом алюминии и сплаве 8011, содержащем железо. В обоих случаях движущая сила рекристаллизации на порядок меньше, чем в сплавах с высоким содержанием магния. Это связано с намного более крупными размерами субзерен из-за высокого дефекта упаковки в данных сплавах. Чистый алюминий имеет самую высокую энергию дефекта упаковки, что делает движущую силу рекристаллизации в нем еще меньшей, чем в 8011. Ситуацию, однако, спасает то, что из-за небольшого количества мелкодисперсных частиц в обоих сплавах энергия торможения зеренных границ также невелика и при любом параметре Зинера (который имеет место в непрерывном прокатном комплексе).

На рисунке 4.49 показано отношение движущей и тормозящей силы в алюминиевых сплавах с содержанием марганца. Он также снижает энергию дефекта упаковки и способствует измельчению субзерна, однако не в такой большой степени, как магний, поэтому движущая сила в этом сплаве находится между чистым алюминием и высокомагниевыми сплавами. При этом количество мелкодисперсных частиц в данном сплаве позволяет при некоторых значениях параметра Зинера полностью блокировать процесс рекристаллизации.

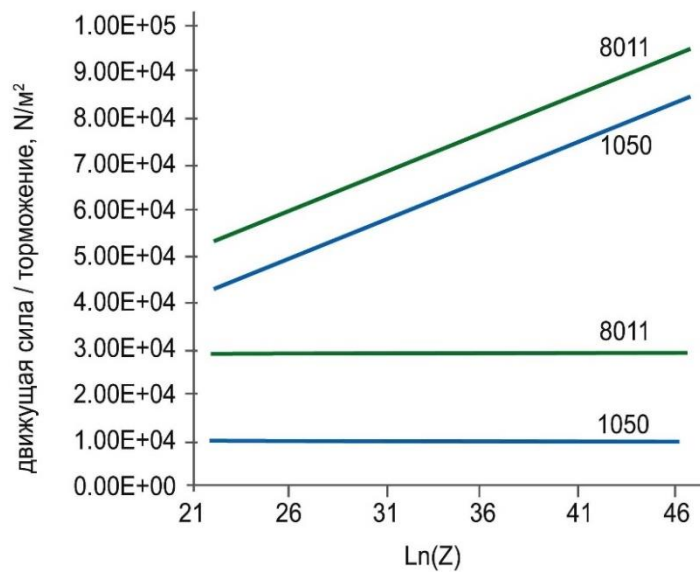


Рисунок 4.48 – Движущая сила рекристаллизации (Pd) и зинеровское торможение (Pz) в чистом алюминии и сплаве с высоким содержанием железа

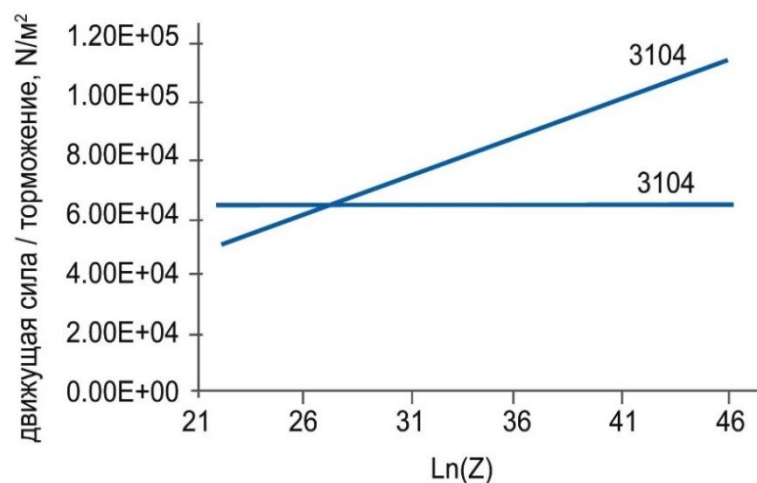


Рисунок 4.49 – Движущая сила рекристаллизации (Pd) и зинеровское торможение (Pz) в сплавах 3104 с марганцем

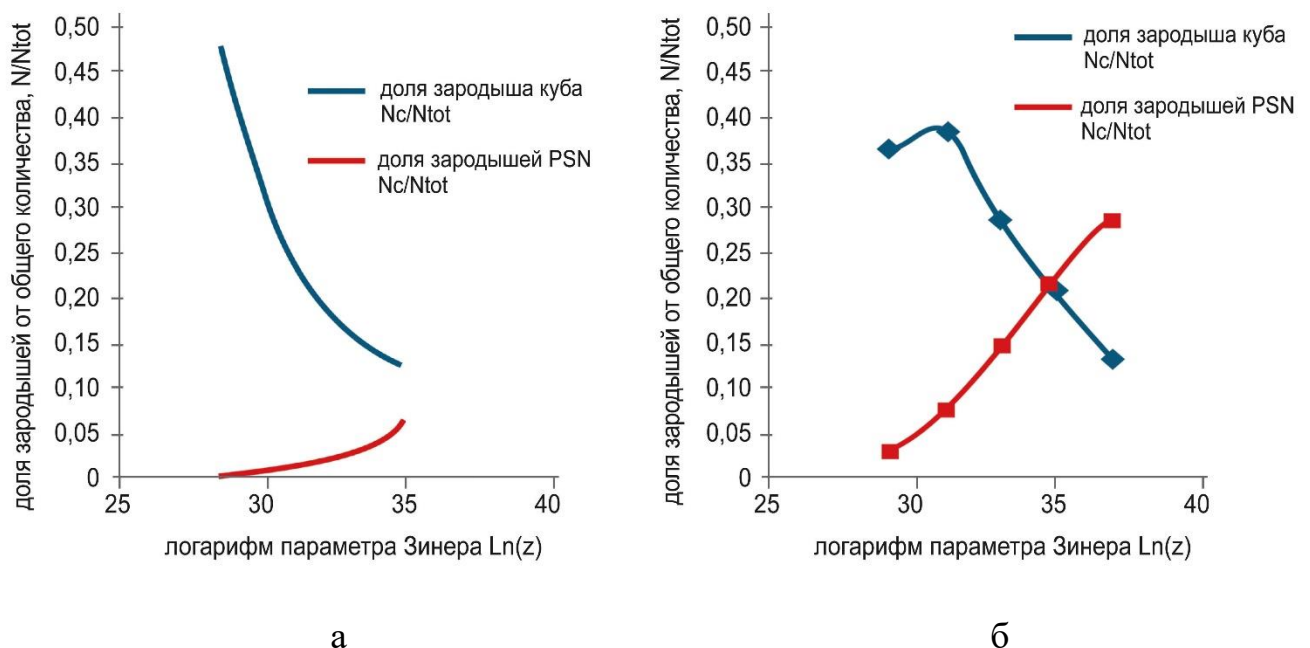
Таким образом, в качестве признаков для классификации можно выделить способность мелкодисперсных частиц к торможению границ зерен, а также величину энергии дефекта упаковки, влияющую на размер субзерен, а следовательно, на скорость рекристаллизации. В соответствии с этой классификацией можно выделить четыре группы сплавов. Во-первых, это сплавы, в которых рекристаллизация полностью заблокирована большим количеством мелкодисперсных частиц второй фазы, например 1570, В95, Д16. Во-вторых, сплавы, в которых рекристаллизация очень интенсивна (несколько секунд) из-за низкой энергии дефекта упаковки и малого размера субзерен, например 5182. В-третьих, сплавы, где рекристаллизация возможна из-за малого количества частиц второй фазы, но происходит очень медленно (несколько часов) из-за высокой энергии дефекта упаковки и субзерен большого размера. В-четвертых, сплавы, где наблюдаются субзерна среднего размера и среднее количество мелкодисперсных частиц; рекристаллизация в таких сплавах проходит в течение нескольких минут, например в сплаве 3104. Отметим, что большинство легирующих элементов одновременно снижают энергию дефекта упаковки и повышают количество частиц второй фазы. Поэтому комбинации, например, среднего количества мелкодисперсных частиц и малой энергии дефектов упаковки невозможны. Единственным исключением является магний, который почти целиком растворяется в алюминиевом твердом растворе, тем самым резко снижая эффект энергии дефекта упаковки, и из-за этого образует лишь незначительное количество мелкодисперсных частиц типа Mg_2Si . Именно поэтому в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния, где доля мелкодисперсных частиц очень мала, возможно сочетание низкого дефекта упаковки и почти полного отсутствия частиц второй фазы, что делает возможным очень быстрое протекание рекристаллизации.

Другая классификация возможна исходя из того, что возможны принципиально два разных механизма зарождения новых зерен. При всем многообразии зародышей их можно разделить на две крупные группы, а именно субзерна и частицы второй фазы, генерирующие вокруг себя дислокации. Тем, какой механизм будет превалировать, и определится, сколько зародышей того или

иного типа будут иметь размер выше критического. Для примера рассмотрим, как параметр Зинера влияет на активизацию тех или иных механизмов зародышеобразования в сплавах 1070, 3104, 5182 и 1565ч.

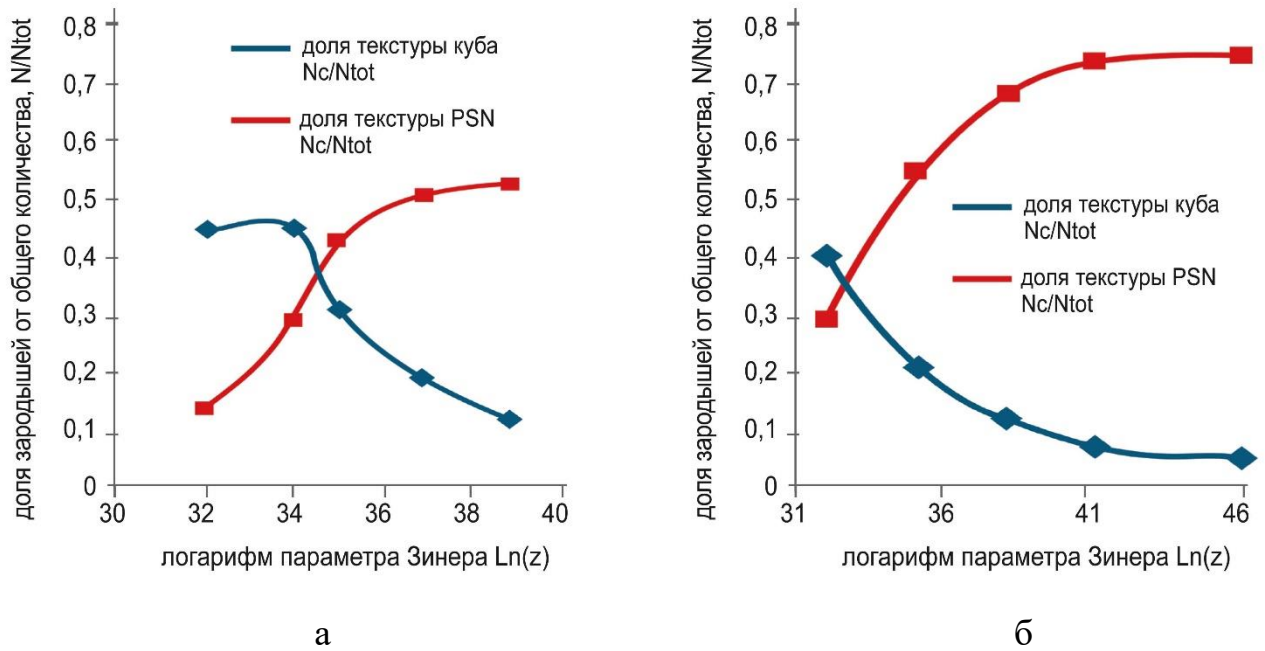
Как видно из рисунка 4.50, в алюминии технической чистоты всегда будет превалировать механизм зародышеобразования, основанный прежде всего на субзернах. Такая картина объясняется в первую очередь двумя обстоятельствами: во-первых, большим размером субзерен; во-вторых, небольшим количеством первичных интерметаллидных частиц. В сплаве 3104 размер субзерен существенно меньше, а крупных интерметаллидных частиц на порядок больше, чем в чистом алюминии, поэтому при высоких параметрах Зинера задействуется именно PSN-механизм.

На рисунке 4.51 в сплаве 5182 размер субзерна значительно меньше, чем в сплаве 3104, поэтому PSN-механизм почти сразу начинает в нем превалировать, хотя количество частиц второй фазы не такое большое. Еще быстрее происходит включение PSN-механизма в сплаве 1565ч, в котором происходит резкое увеличение количества частиц второй фазы.



а – в техническом алюминии; б – сплаве 3104

Рисунок 4.50 – Зависимость доли зародышей куба и PSN от параметра Зинера



а – в сплаве 5182; б – сплаве 1565ч

Рисунок 4.51 – Зависимость доли зародышей куба и PSN от параметра Зинера

Таким образом, можно разделить сплавы на три типа. Во-первых, сплавы с очень мелким субзерном типа 1565ч и 5182, в которых даже при небольшом количестве крупных частиц второй фазы основную роль в формировании зародышей будут играть именно они. Во-вторых, сплавы с большими субзернами типа чистого алюминия или 8011, в которых PSN-механизм почти не задействован. В-третьих, переходные сплавы типа 3104, в которых в зависимости от температурно-скоростных параметров обработки может превалировать тот или иной механизм, что хорошо видно из рисунка 4.51. Эту классификацию необходимо учитывать при проектировании режимов горячей прокатки.

Критериями предложенной классификации служат как движущая сила рекристаллизации, которая возрастает по следующей последовательности: А5, 8011, 3104, 5182, 1565ч и 1570, так и тормозящая сила рекристаллизации, которая, согласно тем же графикам, возрастает в следующей последовательности: А5, 8011, 5182, 3104, 1565 и 1570. Энергия дефекта упаковки, которая возрастает для алюминиевых групп в следующем порядке: 1XXX < 4XXX < 2XXX < 6XXX < 7XXX < 5XXX [241], например [242] в чистом алюминии (в отожденном

состоянии), равняется 174 МДж/м^2 , а в сплаве, содержащем 6,28 % магния, – $151,6 \text{ МДж/м}^2$.

Как видно из таблицы 4.3, в первую группу входят сплавы с высокой энергией дефекта упаковки, что означает интенсивный процесс возврата, ведущий к существенному замедлению рекристаллизации и крупному размеру субзерен. Последний фактор означает, что кубическая текстура, как правило, будет преобладающей в данном типе сплавов. Группа 2 состоит в основном из сплавов, содержащих марганец, – он снижает энергию дефекта упаковки, уменьшая тем самым размер субзерна и увеличивая скорость рекристаллизации. В то же время марганец (или другие плохо растворимые элементы) способствует образованию мелкодисперсных частиц, замедляющих процесс рекристаллизации и в некоторых случаях (например, в сплаве 3005) полностью подавляющих ее. В данном типе сплавов в зависимости от параметра Зинера – Холломона могут преобладать как кубические текстуры, так и бестекстурная составляющая из-за достаточно большого количества крупных частиц второй фазы. К группе 3 относятся сплавы с низкой энергией дефекта упаковки, следовательно, с малым размером субзерна и высокой скоростью рекристаллизации. Ввиду малого количества мелкодисперсных частиц второй фазы протеканию последней ничто не препятствует. Большого количества крупных первичных частиц в данных сплавах также не наблюдается, однако PSN-механизм будет, как правило, преобладать в данных сплавах. Основное объяснение этому факту: малый, по сравнению с частицами, размер субзерен, что делает последние неконкурентоспособными в качестве зародышей. Группа 4 в целом схожа с предыдущей, однако в ней, как правило, из-за добавок Mn и Zr присутствует большое количество как крупных, так и мелких интерметаллидных частиц. Данные частицы, во-первых, существенно замедляют рекристаллизацию, во-вторых, делают механизм PSN безальтернативным. Наконец, группа 5 состоит из сплавов, в которых рекристаллизация, а следовательно, и управление эволюцией текстуры, представляются невозможными.

Таблица 4.3 – Классификация алюминиевых сплавов

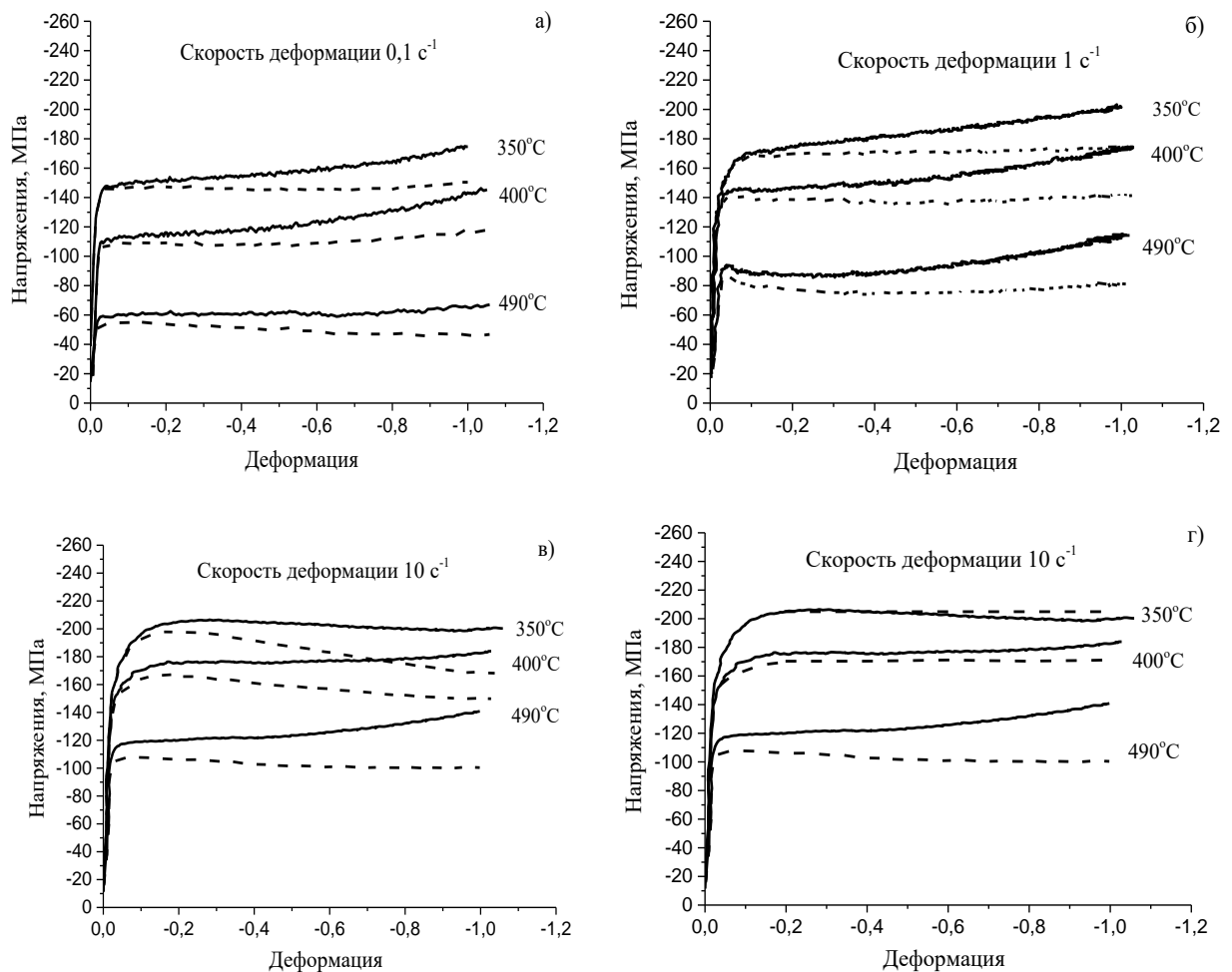
по скорости рекристаллизации и основному типу участвующих в ней зародышей

	Номера групп алюминиевых сплавов				
Особенности каждой группы	Группа 1	Группа 2	Группа 3	Группа 4	Группа 5
Металло-физические особенности	Высокая энергия дефекта упаковки, малое количество частиц второй фазы, большой размер субзерна	Средняя энергия дефекта упаковки, среднее количество частиц второй фазы, средний размер субзерна	Низкая энергия дефекта упаковки, малое количество частиц второй фазы, малый размер субзерен	Низкая энергия дефекта упаковки, количество частиц второй фазы выше среднего, малый размер субзерен	Низкая энергия дефекта упаковки, количество частиц второй фазы очень высокое, малый размер субзерен
Особенности протекания рекристаллизации	Характеристики: низкая скорость протекания рекристаллизации, основной тип текстуры – кубическая	Средняя скорость протекания рекристаллизации, в зависимости от режимов обработки; возможно как образование бестекстурной составляющей, так и кубической текстуры	Высокая скорость протекания рекристаллизации; как правило, образование бестекстурной составляющей превалирует над кубической	Медленная скорость протекания рекристаллизации; бестекстурная составляющая при любых режимах термомеханической обработки является доминирующей	Рекристаллизация после термомеханической обработки на современном оборудовании невозможна
Типичные представители	Сплавы серии 1XXX	Сплавы серии 3XXX	Сплавы серии 5XXX	1565ч	Сплавы серий 2XXX и 7XXX, сплавы с добавками скандия

4.1.4 Исследования реологических свойств сплавов 1565ч, 5182, 1570 и 8011

4.1.4.1 Реологические свойства сплава 1565ч

На рисунке 4.52 приведены кривые, полученные при плоской осадке сплава 1565ч.



а – в – без поправок на изменение температуры образцов; г – после приведения кривых истинных напряжений к изотермическим условиям деформации

Рисунок 4.52 – Кривые сопротивления деформации (сплошные линии) и истинных напряжений течения (пунктирные линии)

Таким образом, при всех исследованных температурно-скоростных режимах истинные напряжения течения в изотермических условиях

деформации уже при малых ε достигают максимального (пикового) значения и затем остаются почти постоянными в силу установившегося баланса между процессами деформационного упрочнения и разупрочнения сплава, обусловленного динамическим возвратом. Отчетливых признаков динамической рекристаллизации, заключающихся в падении напряжений после достижения ими пиковых значений с последующим выходом на новую установившуюся стадию, не обнаружено.

Микроструктурные исследования образцов подтверждают вывод об отсутствии динамической рекристаллизации исследуемого сплава (рисунок 4.53).

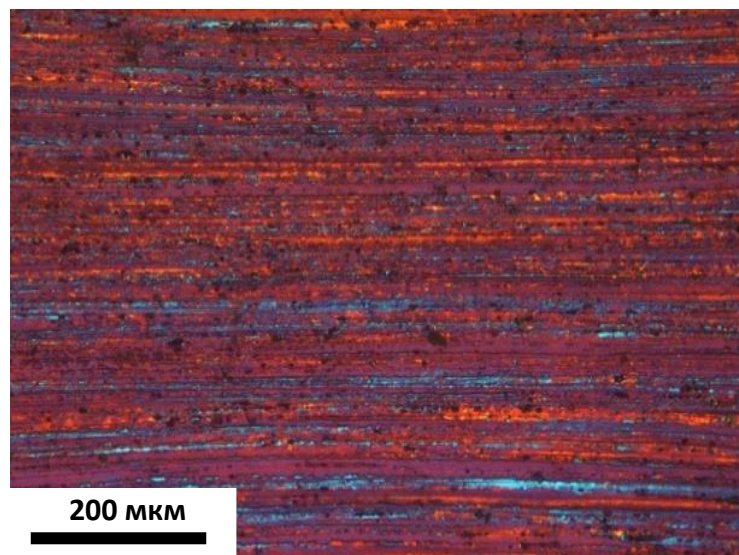


Рисунок 4.53 – Нерекристаллизованная структура сплава после деформации при температуре 400 °C со скоростью 0,1 с⁻¹

Используя выражение (2.8) для регрессионного анализа набора экспериментальных значений установившихся напряжений течения, находим следующие значения искомых параметров:

$$A = 1,325 \cdot 10^{11} \text{ с}^{-1}; \quad \alpha = 0,019 \text{ МПа}^{-1}; \\ n = 3,792; \quad Q = 184100 \text{ Дж/моль}.$$

Тогда для установившихся напряжений течения получаем:

$$\sigma_s = 52,63 \operatorname{arcsch} \left(1,167 \cdot 10^{-3} Z^{0,264} \right). \quad (4.1)$$

Результаты расчета установившихся напряжений течения по выражению (4.1) приведены на рисунке 4.54 в виде сплошных линий. Рассчитанные значения хорошо (с отклонением, не превышающим 4 %) описывают экспериментальные значения для всех режимов деформации.

Сравним полученные результаты с литературными данными по сплаву АМг6, близким по содержанию магния и марганца, но без добавок циркония и цинка. Выражение для установившихся напряжений сплава АМг6 в виде степенного закона приведено в работе [243]:

$$\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{171\,000}{RT}\right) = 10^{9,6} \exp(0,07\sigma_s). \quad (4.2)$$

Результаты расчета истинных напряжений течения с использованием выражений (4.1) и (4.2) для двух скоростей деформации $0,1$ и 10 с^{-1} представлены на рисунке 4.54.

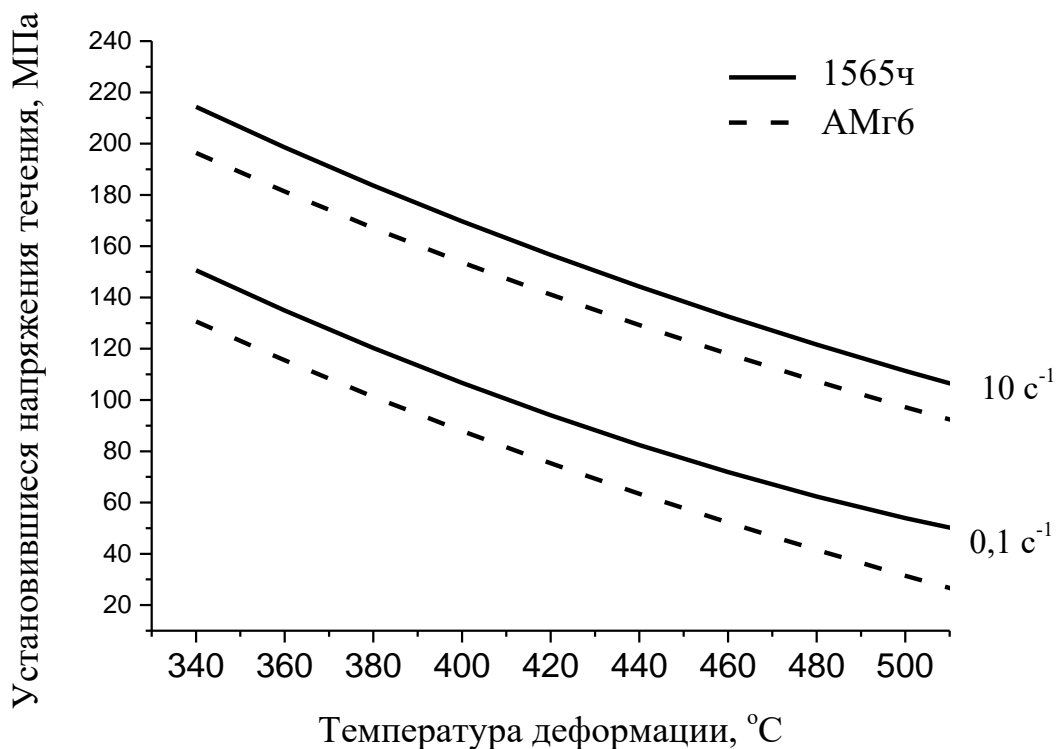


Рисунок 4.54 – Установившиеся напряжения течения сплавов 1565ч (сплошные линии) и АМг6 (пунктирные линии) для скоростей деформации $0,1$ и 10 с^{-1})

Истинные напряжения течения исследуемого сплава 1565ч оказываются примерно на 20 МПа выше, чем в сплаве АМг6. Причиной повышенной горячей прочности сплава 1565ч, очевидно, являются дисперсоиды Al_3Zr , более устойчивые к коагуляции при нагреве по сравнению с дисперсоидами Al_6Mn , а также дополнительное твердорастворное упрочнение сплава атомами цинка. Более подробно с исследованиями реологических свойств 1565 можно ознакомиться в работах [91, 92, 161].

4.1.4.2 Реологические свойства сплавов 1570 и 5182

Примеры экспериментальных диаграмм деформации исследуемых сплавов представлены на рисунке 4.55, также их можно найти в работах [88, 163]. Наличие горизонтальных или почти горизонтальных участков на диаграммах свидетельствует о том, что горячая деформация исследуемых сплавов сопровождается динамическим возвратом с установлением баланса между скоростями зарождения и аннигиляции дислокаций. Наблюдаемое падение напряжений течения с ростом величины деформации со скоростью 10 с^{-1} обусловлено деформационным разогревом образцов и исчезает при внесении соответствующих поправок в изменение температуры в процессе деформации.

Представленные на рисунке 4.56 графики вновь демонстрируют, что при малых значениях параметра Зинера – Холломона напряжения течения двух сплавов, несмотря на различия в величине зерен, в количестве и размерах включений интерметаллидов, а также в концентрации магния, имеют близкие значения. По-видимому, процессом, лимитирующим скорость горячей деформации исследуемых сплавов в области низких значений Z , является диффузионно-контролируемое вязкое движение дислокаций, окруженных атмосферами атомов магния. В силу того, что насыщение атмосфер происходит уже при 3 % магния [244], различие в концентрации магния двух сплавов не сказывается на величине напряжений течения.

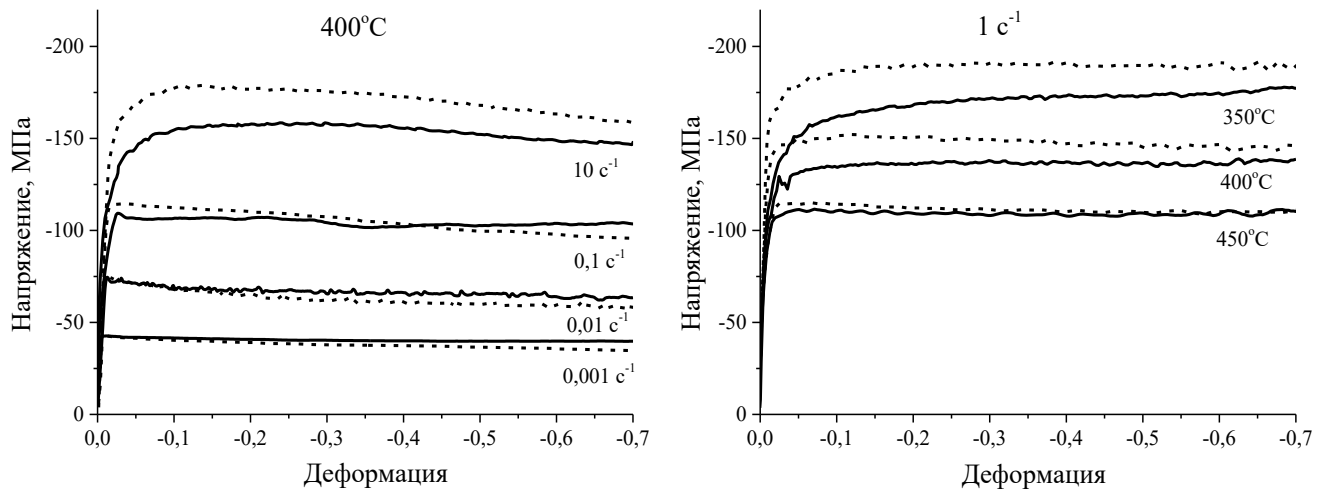


Рисунок 4.55 – Экспериментальные кривые течения:
сплошные линии – сплав 5182, пунктирные линии – сплав 1570

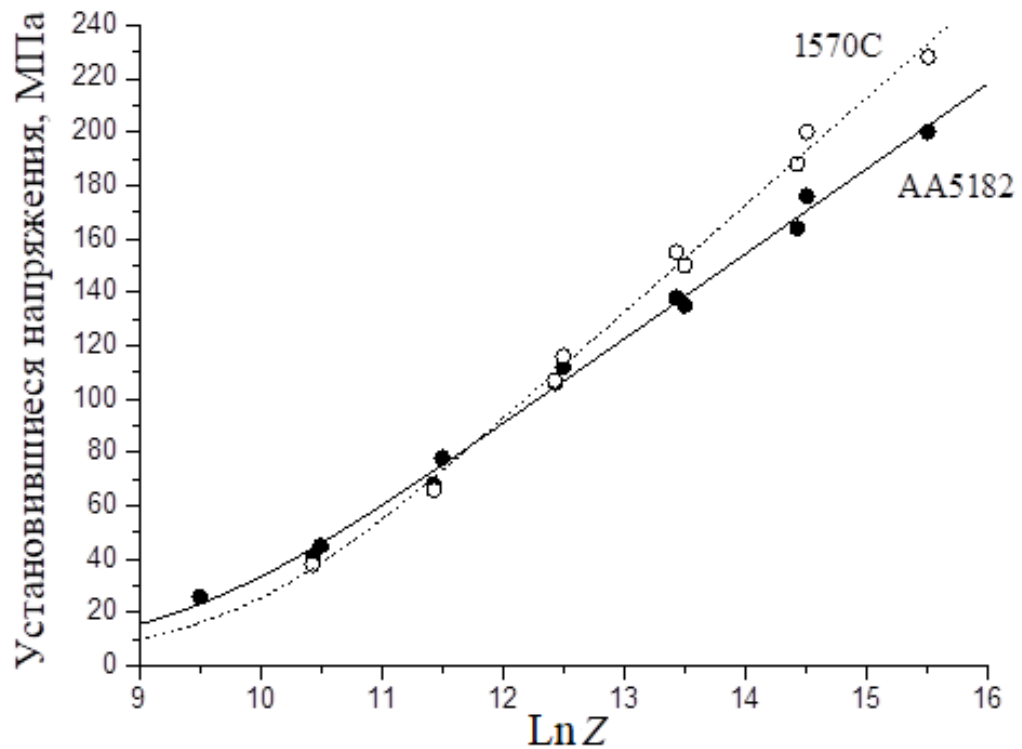


Рисунок 4.56 – Установившиеся напряжения в зависимости
от значения параметра Зинера – Холломона сплавов 1570 и 5182

Неизвестные параметры α , A , n и Q в (2.8) также определялись регрессионным анализом экспериментальных данных. Их значения приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Параметры выражения Селларса для сплавов 1570 и АА5182

Сплав	n	α , МПа ⁻¹	A , с ⁻¹	Q , кДж/моль
1570	2,247	0,026	$3,455 \cdot 10^{10}$	175
АА5182	2,673	0,027	$6,551 \cdot 10^9$	171

Различие в найденных значениях энергии активации Q двух сплавов невелико и лежит в пределах экспериментальной погрешности. Поэтому регрессионный анализ экспериментальных данных был выполнен повторно со средним значением $Q = 173$ кДж/моль (таблица 4.5).

Таблица 4.5 – Параметры выражения Селларса для сплавов 1570С и 5182 при фиксированном значении $Q = 173$ кДж/моль

Сплав	n	α , МПа ⁻¹	A , с ⁻¹	Q , кДж/моль
1570С	2,31	0,025	$2,46 \cdot 10^{10}$	173
АА5182	2,66	0,027	$8,96 \cdot 10^9$	173

Использование одной энергии активации позволяет представить графики зависимости напряжений течения двух сплавов от одного общего аргумента Z (рисунок 4.56).

При высоких значениях параметра Зинера – Холломона напряжения течения сплава 1570 превосходят напряжения течения сплава АА5182, причем это различие возрастает с ростом параметра Z . Очевидно, при высоких значениях Z происходит смена процесса, контролирующего скорость деформации [245]. Дислокации отрываются от атмосфер из атомов магния и участвуют в термически активируемом скольжении через поле преград в виде находящихся в твердом растворе атомов магния и дисперсных когерентных

интерметаллидов. Более высокая концентрация магния и наличие упрочняющих фаз $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в сплаве 1570 обуславливает его повышенное сопротивление деформации.

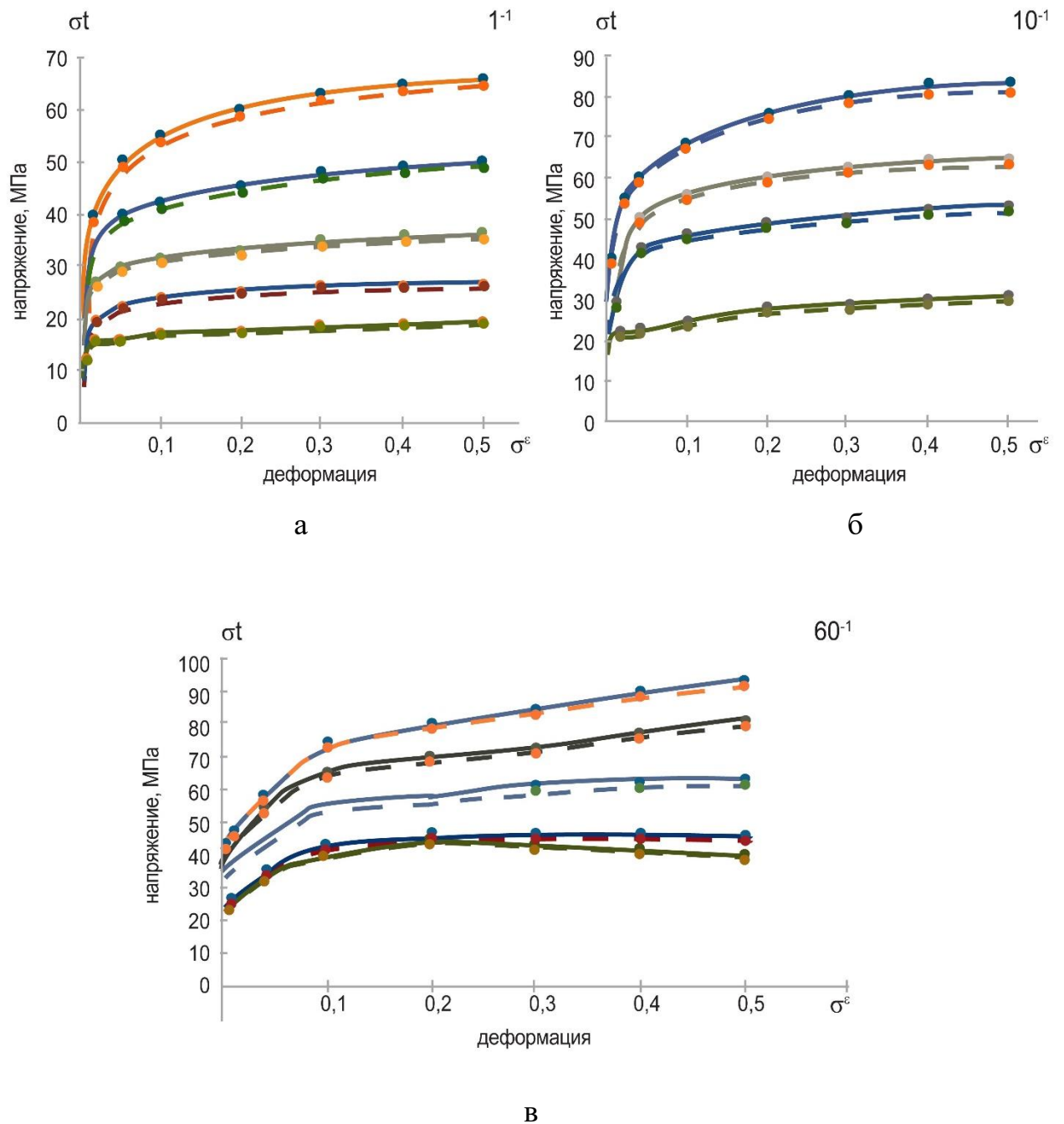
4.1.4.3 Реологические свойства сплава 8011

Картина, представленная на рисунке 4.57, весьма похожа на ту, что наблюдается в чистом алюминии, за исключением более высоких значений напряжения текучести [246, 247]. Почти при всех режимах металл не достигает пиковых напряжений и установившейся стадии, кроме двух режимов с высокими скоростями (60 с^{-1}) и температурами ($450, 500^\circ\text{C}$). Это хорошо совпадает с результатами, что получены в работах [246–248]. В них также наблюдается резкое упрочнение алюминия, а пиковые напряжения во всех случаях можно найти только с помощью экстраполяций. В то же время в данных работах показано, что упрочнение чистого алюминия и близких к нему малолегированных сплавов может быть описано по линейному закону. Стоит отметить, что напряжения течения растут с увеличением скорости деформации, что хорошо согласуется с ранее полученными для алюминиевых сплавов данными [161, 246–248]. При режимах с высоким значением температуры наблюдается процесс разупрочнения. Ввиду того, что динамическая рекристаллизация возможна для алюминиевых сплавов только при очень низких скоростях деформации, основной причиной является динамический возврат [73] либо перегрев образца.

Неизвестные параметры α , A , n также определялись регрессионным анализом экспериментальных данных. В соответствии с: $\alpha = 0,05$, $n = 3,3$ и $A = 23,98$ [192].

С учетом найденных коэффициентов найдем выражение (2.8):

$$\sigma_m = \frac{1}{m} \ln \left[\left(\frac{Z}{23,98} \right)^{0,33} + \sqrt{\left(\frac{Z}{23,98} \right)^{0,6} + 1} \right].$$



а – кривые течения при скорости деформации 1 с^{-1} при разных температурах;
 б – кривые течения при скорости деформации 10 с^{-1} при разных температурах;
 в – кривые течения при скорости деформации 60 с^{-1} при разных температурах

Рисунок 4.57 – Результаты с одноосной осадкой на установке Gleeble

4.2 Исследование особенностей формирования текстуры при термомеханической обработке с высокими скоростями деформации на примере непрерывной горячей прокатки

4.2.1 Исследование особенности распределения текстуры по очагу деформации при горячей прокатке в непрерывных группах

При формировании текстуры в реальных промышленных процессах, связанных с плоской деформацией, очень важно контролировать, насколько однородно распределены текстуры по толщине деформации. Это связано с тем, что деформированное состояние может существенно отклоняться от идеальной плоско-напряженной схемы благодаря появлению сдвиговых компонент. Появление сдвиговых составляющих и вызываемые ими отклонения от идеальной плоской схемы напрямую зависят от геометрических параметров очага деформации и коэффициента трения. В работах [54, 55] показано, как, регулируя коэффициент трения, можно добиться равномерности распределения текстур по очагу деформации. Однако эти работы посвящены прокатке алюминиевых сплавов в реверсивных лабораторных станах, поэтому их результаты не могут быть автоматически перенесены на промышленные процессы при плоской схеме горячей деформации. В то же время авторские исследования, посвященные формированию текстур трения при плоской схеме горячей деформации в реальных промышленных процессах, показывают, что равномерного распределения текстур по толщине очага деформации можно добиться для сплава 3014 [63]. Данный раздел будет посвящен вопросу о том, насколько сильно различие в текстурной композиции по очагу деформации при плоской схеме горячей деформации в реальных промышленных процессах, и о том, как можно добиться снижения текстурной неоднородности [62, 63].

4.2.1.1 Моделирование формирования неравномерности текстуры по толщине очага деформации при плоской схеме горячей деформации чистого алюминия

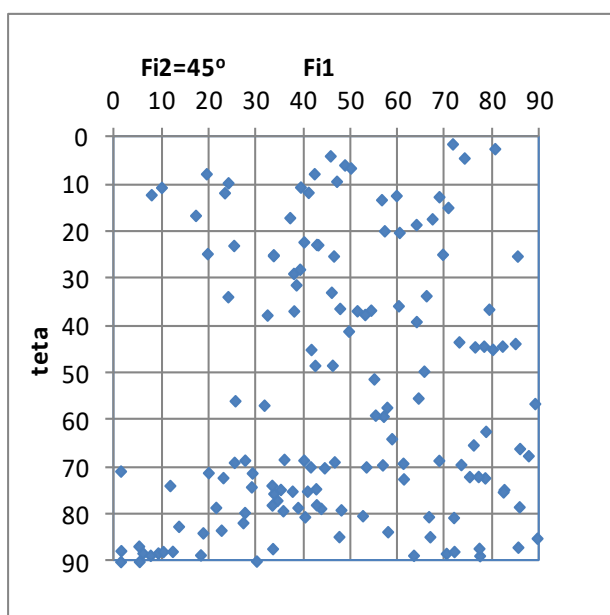
Для того чтобы изучить вопрос о том, насколько текстурная композиция будет различаться по толщине очага деформации при ее плоской схеме, было проведено предварительное исследование формирования текстуры при прокатке в непрерывной группе клеток стана «Кварто 2800». Моделировалась прокатка полосы исходной толщиной 50 мм из чистого алюминия марки 1070 в непрерывной группе клеток, обжатия и условия трения при которой показаны в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Параметры, используемые при моделировании прокатки полосы из чистого алюминия в непрерывном стане горячей прокатки

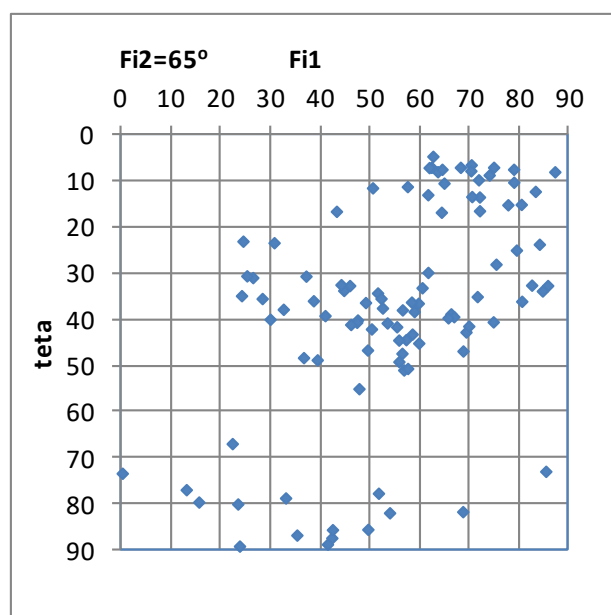
№ деформационного акта	1	2	3	4
Толщина, мм	26	14,5	8	4,7
Коэффициент трения	0,3	0,22	0,12	0,08

Коэффициенты трения определены по измерению опережения при прокатке алюминиевого сплава в непрерывной группе клеток. Расчет поля скоростей и деформаций производился с использованием уже упомянутой в главе 2 программы texture_def_rx для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при горячей, многопроходной прокатке алюминиевых сплавов 23.12.2019 / Свидетельство о государственной регистрации 2019667349. Полученные траектории деформации использовались для расчета изменения ориентировок. Производился расчет для точки, находящейся на расстоянии 1/8 толщины полосы от поверхности, и для центра полосы. Был выбран чистый алюминий, так как в нем не происходит разупрочнения в междеформационных паузах. Это позволяет избежать появления текстур рекристаллизации и существенно облегчает анализ и интерпретацию результатов.

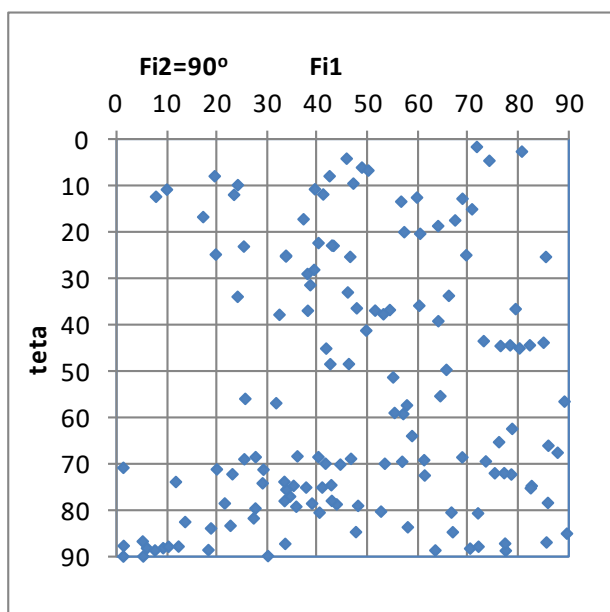
Отметим также, что при моделировании исходная текстура задавалась как набор из 1000 кристаллитов, имеющих случайные ориентировки. Такая текстурная композиция, как правило, соответствует литому состоянию, в то время как после прокатки в реверсивной клети уже имеется определенная текстура [249]. Это допущение было сделано для того, чтобы четко оценить основные закономерности развития текстуры и изменения степени ее неравномерности по толщине очага деформации при прокатке в непрерывной группе клетей. Результаты моделирования показаны на рисунках 4.58–4.61.



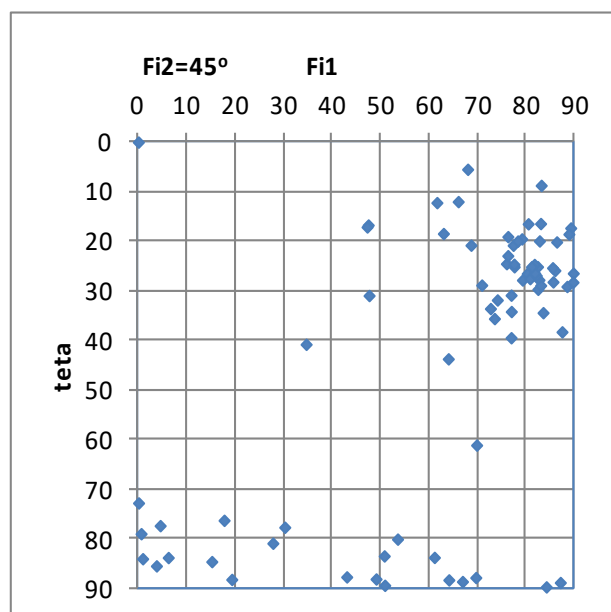
а



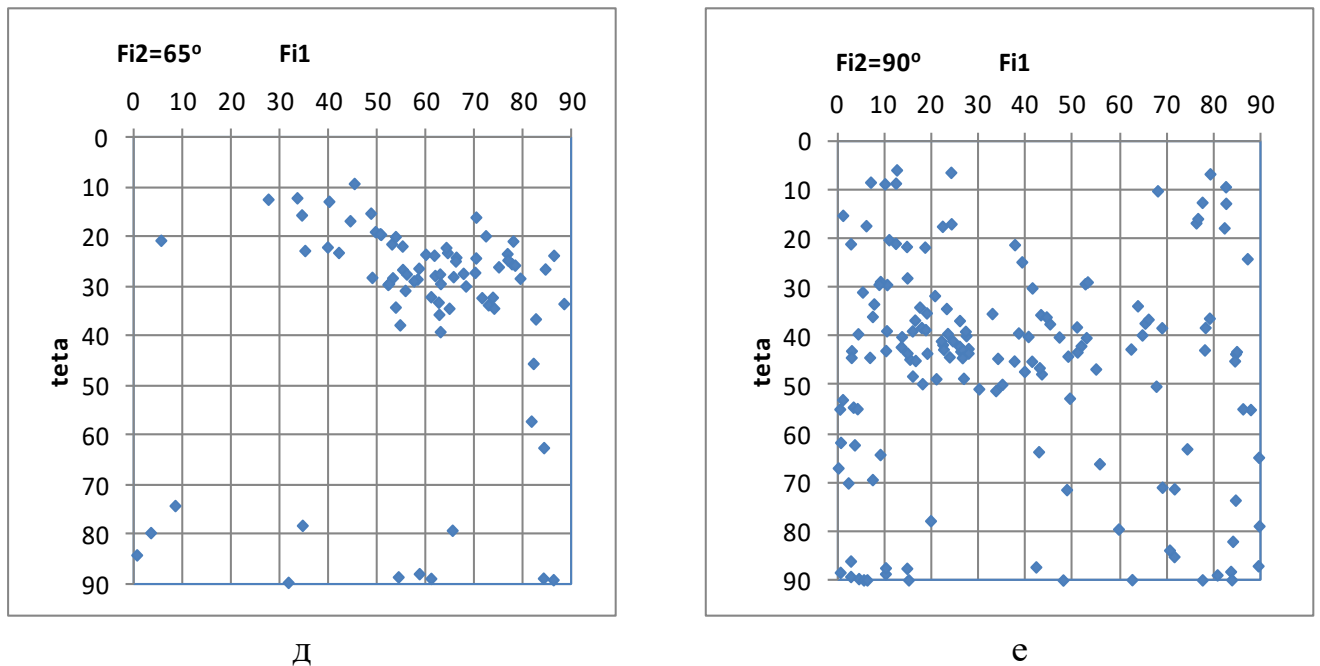
б



в



г



Сечения пространства углов Эйлера соответствуют:

текстуре меди (а – точка 1/8 толщины от поверхности, г – центр полосы),

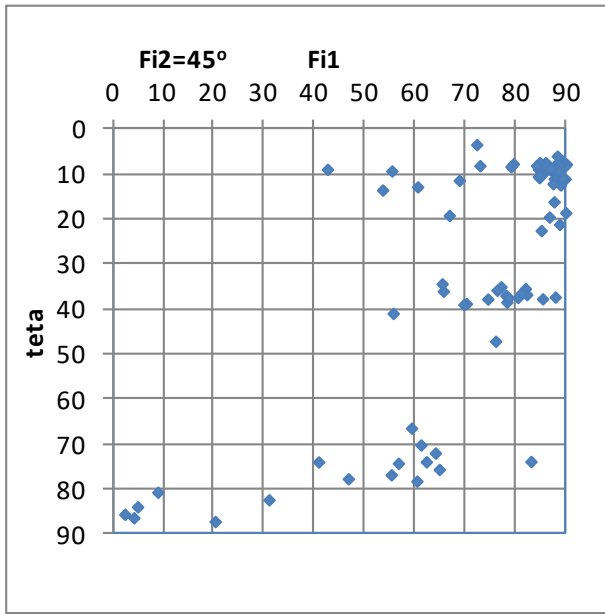
S-текстуре (б – 1/8 h от поверхности, д – центр),

текстуре латуни (в – 1/8 от поверхности, е – центр)

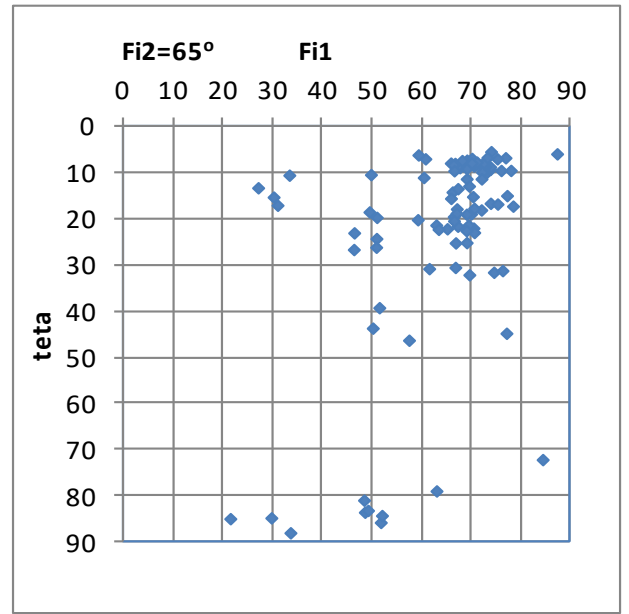
Рисунок 4.58 – Изменение ориентировки кристаллитов при моделировании деформации в первом акте в условиях плоской горячей деформации.

Обжатие с 50 до 26 мм. Исходный материал моделируется набором из 1000 случайным образом ориентированных кристаллитов

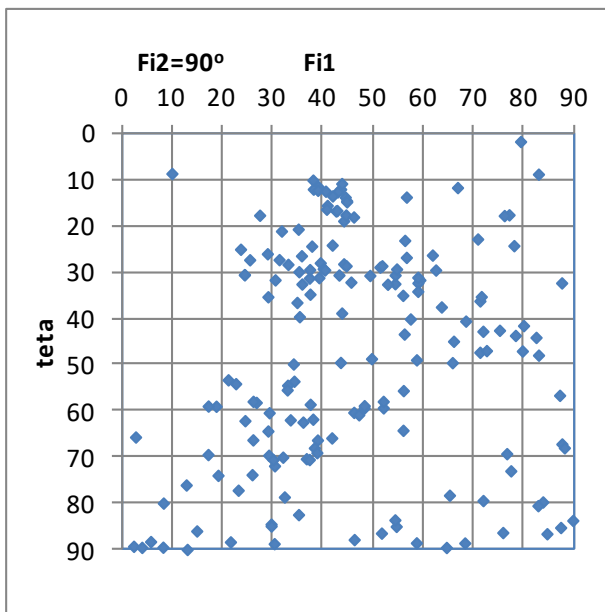
В первом акте деформации в центральных слоях полосы начинают постепенно формироваться классические текстуры прокатки. Например, проявляются первые признаки развития текстуры S и латуни, в то же время текстура меди на этом этапе не формируется. В верхних слоях отсутствуют ярко выраженные текстуры деформации и кристаллиты, которые ориентированы достаточно хаотично. Это говорит о сильных отклонениях от схемы идеального плоского состояния.



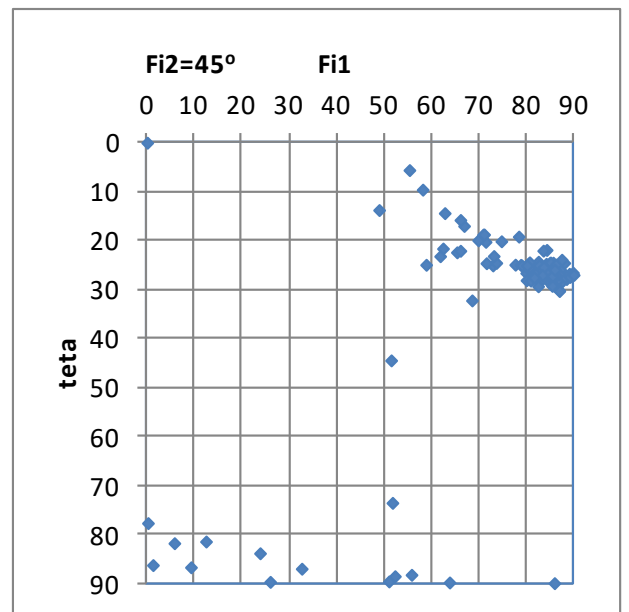
a



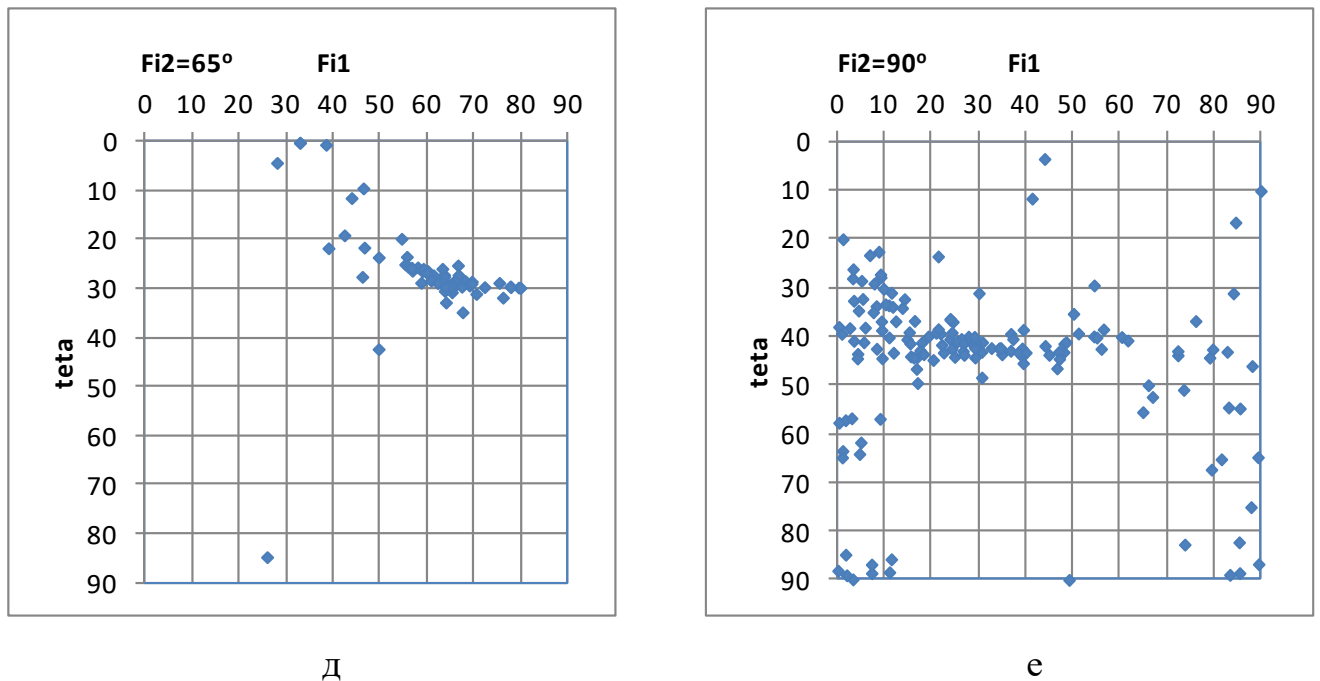
b



B



Γ



Сечения пространства углов Эйлера соответствуют: текстуре меди (а – точка 1/8 толщины от поверхности, г – центр полосы), S-текстуре (б – 1/8 h от поверхности, д – центр), текстуре латуни (в – 1/8 от поверхности, е – центр)

Рисунок 4.59 – Изменение ориентировки кристаллитов при моделировании деформации во втором деформационном акте в условиях плоской горячей деформации. Обжатие от 26 до 14,5 мм

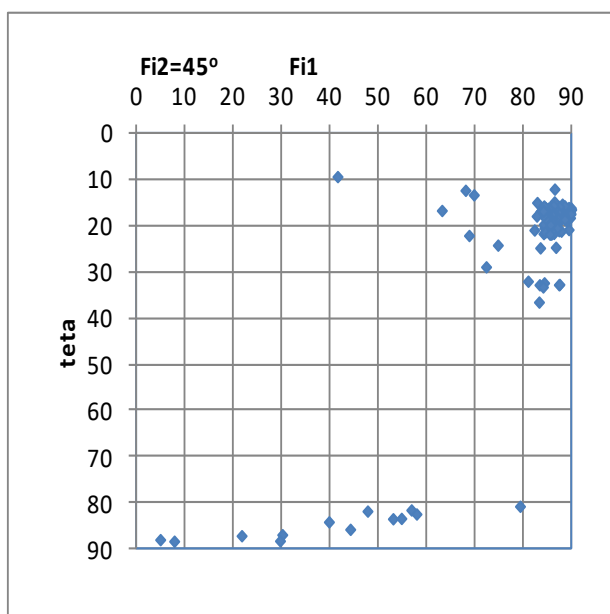
Исходный материал моделируется набором из 1000 случайным образом ориентированных кристаллитов

На втором проходе в центре полосы начинают формироваться достаточно острые компоненты латуни и S-текстуры. В центре полосы постепенно развивается текстура меди. В приповерхностных слоях прослеживаются неярко выраженные S-текстуры и текстуры латуни; текстуры меди на этом этапе не формируются. Таким образом, между текстурными композициями центра и приповерхностных слоев на этом этапе также наблюдаются существенные различия.

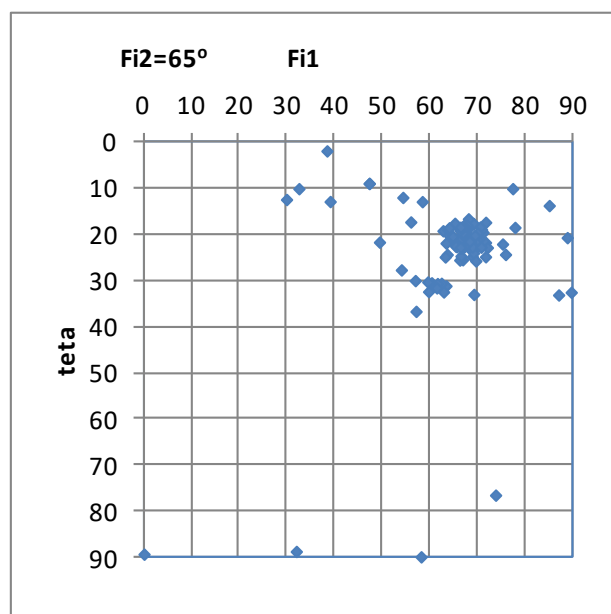
В третьем проходе в центральных слоях полосы формируются острые компоненты S-текстуры. Текстура латуни и текстура меди также достаточно ярко выражены. В приповерхностных слоях распределение текстурных составляющих

почти идентично распределению в центральных слоях, за исключением того, что текстура меди выражена менее ярко.

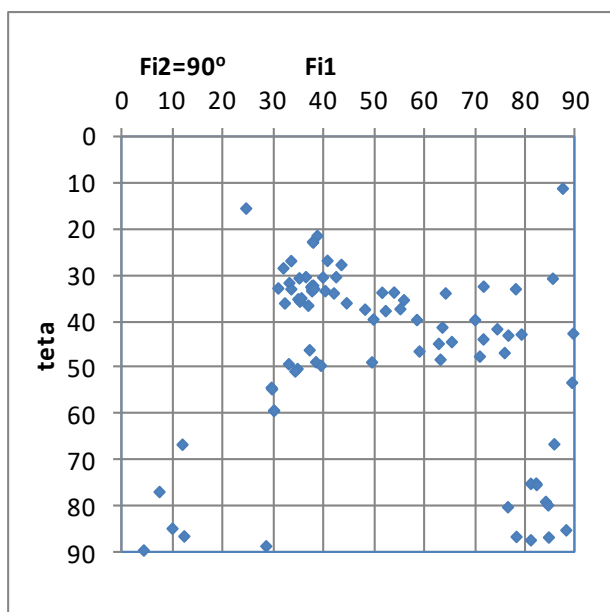
В последнем акте деформации в обоих слоях наблюдается идентичная картина распределения текстур, которые почти совпадают друг с другом. Исключение составляет текстура меди, которая в центральных слоях выражена более ярко.



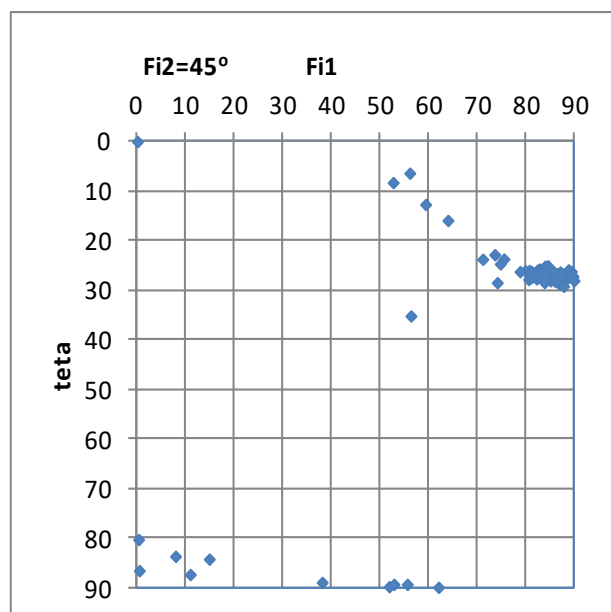
a



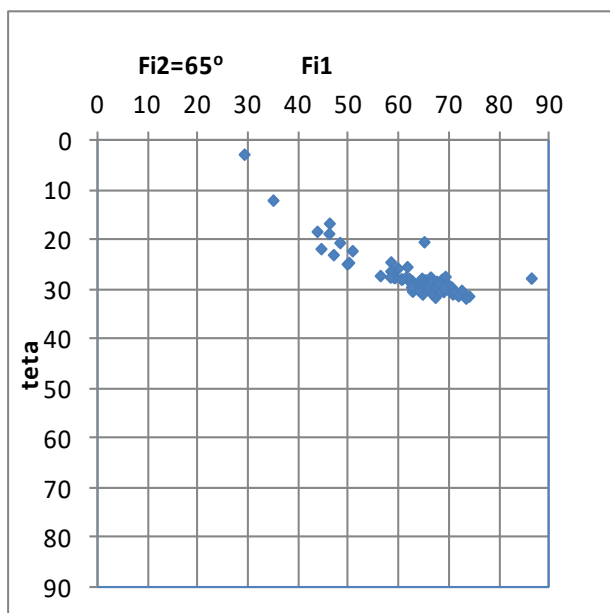
б



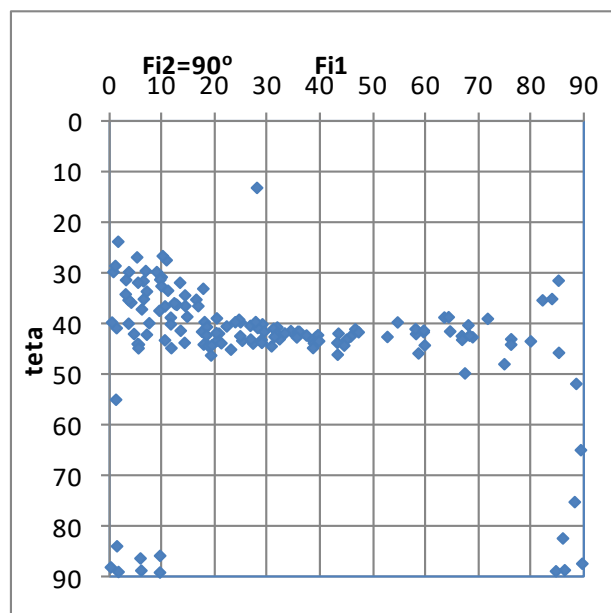
в



г



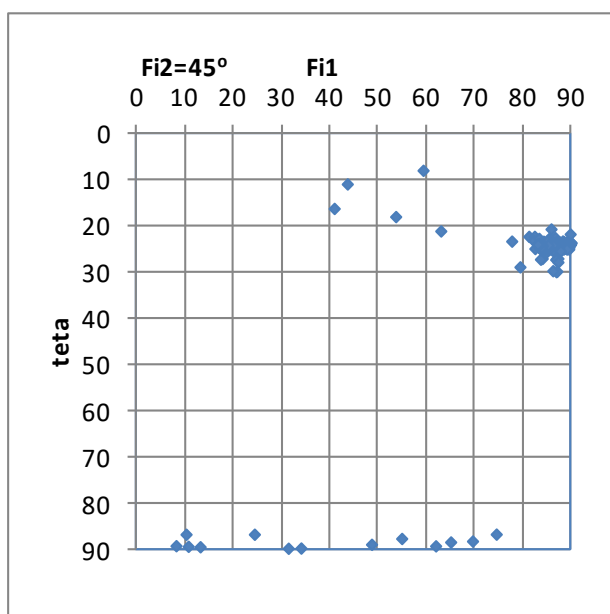
Д



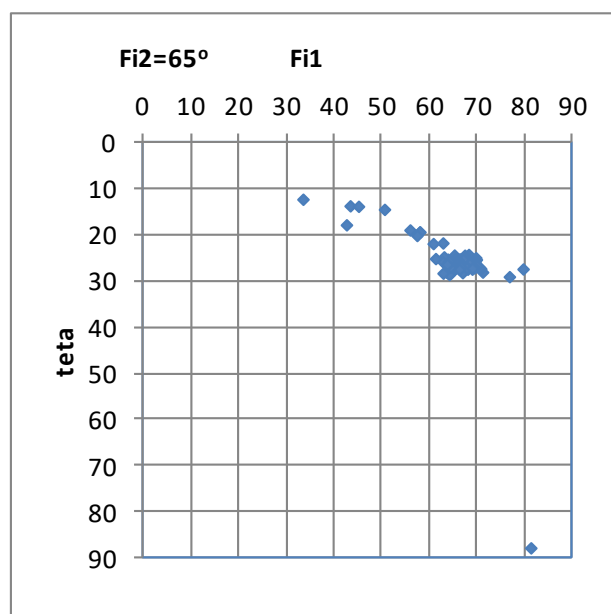
е

Сечения пространства углов Эйлера соответствуют: текстуре меди (а – точка 1/8 толщины от поверхности, г – центр полосы), S-текстуре (б – 1/8 h от поверхности, д – центр), текстуре латуни (в – 1/8 от поверхности, е – центр)

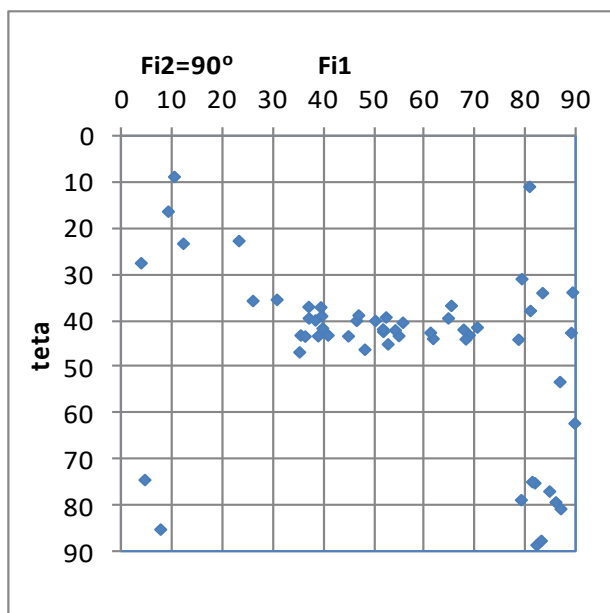
Рисунок 4.60 – Изменение ориентировки кристаллитов при моделировании деформации в третьем деформационном акте в условиях плоской горячей деформации. Обжатие от 14,5 до 8 мм. Исходный материал моделируется набором из 1000 случайным образом ориентированных кристаллитов



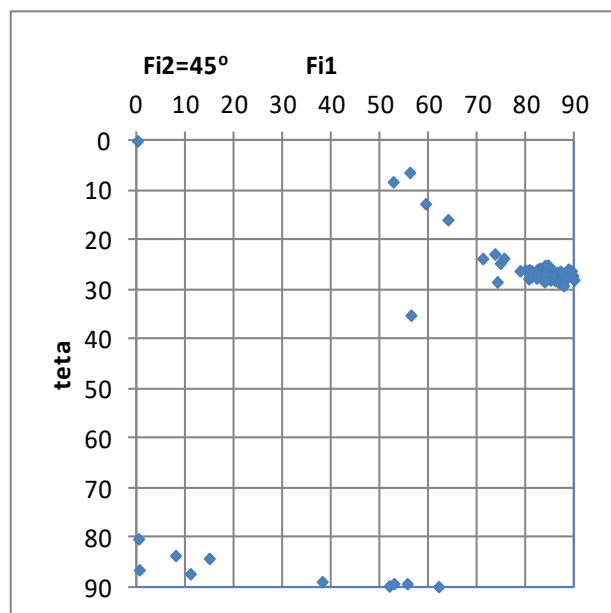
а



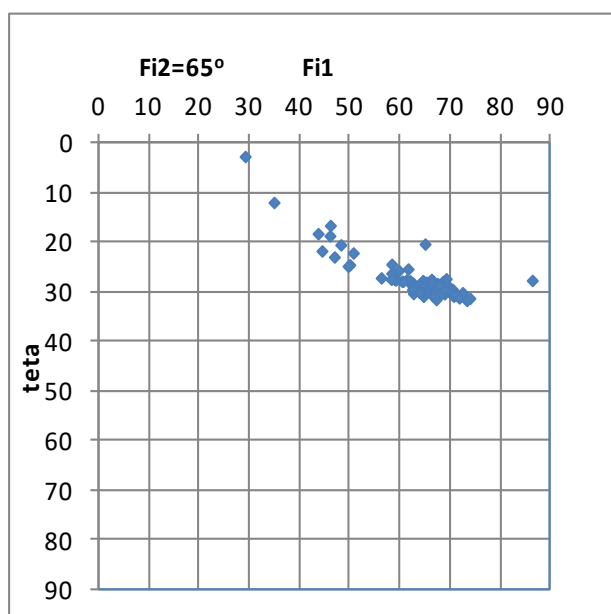
б



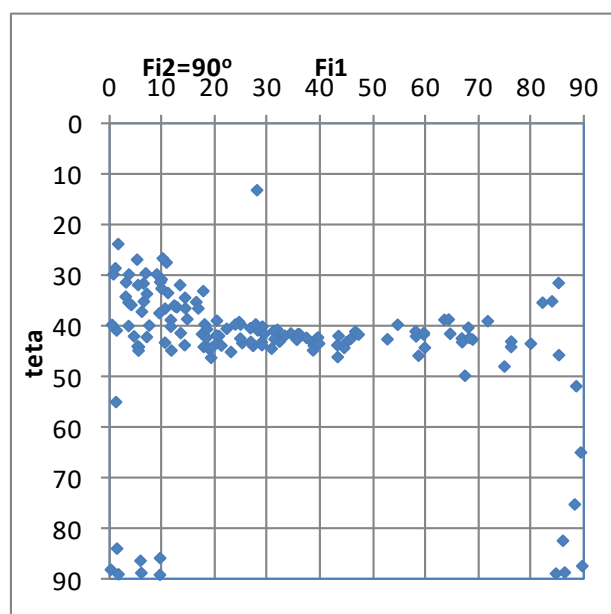
В



Г



Д



е

Сечения пространства углов Эйлера соответствуют: текстуре меди (а – точка 1/8 толщины от поверхности, г – центр полосы), S-текстуре (б – 1/8 h от поверхности, д – центр), текстуре латуни (в – 1/8 от поверхности, е – центр)

Рисунок 4.61 – Изменение ориентировки кристаллитов при моделировании в четвертом деформационном акте в условиях плоской горячей деформации.

Обжатие от 8 мм до 4,7 мм. Исходный материал моделируется набором из 1000 случайным образом ориентированных кристаллитов

Таким образом, текстурные ориентировки после первых двух актов деформации значительно различаются по толщине заготовки, однако в последних двух проходах преимущественные ориентировки одинаковы для центра и расстояния в $1/8$ толщины. Исключение составляет текстура меди – ярче выражена в центре. Основная причина более равномерного распределения текстур по толщине очага деформации заключается в уменьшении коэффициента трения на последних проходах прокатки.

4.2.1.2 Исследование распределения компонентов текстуры по сечению заготовки из алюминиевого сплава 8011 при плоской схеме горячей деформации

Для того чтобы полнее оценить влияние коэффициента трения на неоднородность распределения текстуры по толщине очага деформации и связать последнее с конкретными показателями напряженно-деформированного состояния, был проведен промышленный эксперимент и его последующее моделирование [63]. Методика его проведения описана по принципу, описанному в разделе 2.5, а режимы представлены в таблице 4.7. Образцы для рентгеноструктурного анализа отбирали перед входом в непрерывную группу и после самоотжига в рулоне текстуру исследовали в двух сечениях: на поверхности и в середине.

Как уже упоминалось ранее, неоднородность распределения текстур по очагу деформации вызвана отклонением схемы от идеального плоского случая (без сдвиговых напряжений). Одним из показателей степени отклонения схемы деформации является отношение I_{13}/I_{11} [54, 55]. Здесь $I_{ij} = \int_0^{\tau} \varepsilon_{ij} d\tau$, где $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты девиатора скорости деформации. Поэтому для оценки изменения I_{13}/I_{11} по сечению заготовки, а следовательно, предсказания неоднородности распределения текстуры по очагу деформации, было проведено конечно-

элементное моделирование прокатки сплава 8011 в непрерывной группе стана с параметрами, приведенными в таблице 4.7. Для этого использовалась ранее разработанная в разделе 2.5 модель непрерывной прокатки. Чтобы правильно задать условия трения, был рассчитан его коэффициент для каждого акта деформации. Методика расчета основана на оценке опережения при прокатке [250]. Основные параметры очага деформации и коэффициенты трения для каждого акта деформации приведены в таблице 4.8.

Таблица 4.7 – Режимы плоской горячей деформации сплава 8011

№ деформационного акта	H_0 , мм	H_k , мм	v , м/мин	ΔH , мм	ε , %	T , °C	D , мм
1	80	40,67	24	39,33	49,16	485	650
2	40,67	20,71	47	19,96	49,08	455	650
3	20,71	11,1	89	9,61	46,4	425	650
4	11,1	6	166	5,1	45,95	395	650

Таблица 4.8 – Данные для расчета коэффициента трения

№ прохода	H_0 , мм	H_k , мм	S , %	ΔH , мм	D , мм	γ , рад	α , рад	μ
1	80	40,67	8,3	39,33	650	0,102	0,348	0,420
2	40,67	20,71	8,6	19,96	650	0,074	0,248	0,308
3	20,71	11,1	5,1	9,61	650	0,042	0,172	0,167
4	11,1	6	1	5,1	650	0,014	0,125	0,080

Примечание: S – опережение, α – угол захвата, μ – коэффициент трения.

Структура центральных слоев довольно типична для данного сплава, когда в первых деформационных актах в результате сочетания деформации и рекристаллизации зерно измельчается, вытягиваясь в следующих проходах [75]. При этом в поверхностном слое наблюдается мелкозернистая структура, которая

возникает из-за больших сдвиговых деформаций (а следовательно, и меньшего числа зародышей новых зерен [3]) и характерна для прокатки с большим трением [251]). Следует отметить, что зерно в поверхностных слоях измельчается в первых проходах, а затем его размер почти не изменяется. Это может быть связано с несколькими факторами:

- При ультрамелкозернистой структуре, т.е. большом количестве большеугловых границ, рост новых зародышей будет сильно затруднен.

- Вследствие теплопередачи от металла к валку поверхностная зона всегда холоднее, чем более глубокие слои, т.е. температуры внешнего слоя может быть недостаточно для начала процесса рекристаллизации.

- Сплавы с содержанием железа менее склонны к рекристаллизации, чем сплавы группы 5XXX и 3XXX, из-за большого количества частиц избыточных фаз, подавляющих движение границ зерен. В то же время в результате общего удлинения заготовки и уменьшения ее толщины толщина поверхностного слоя с мелкозернистой структурой также уменьшается.

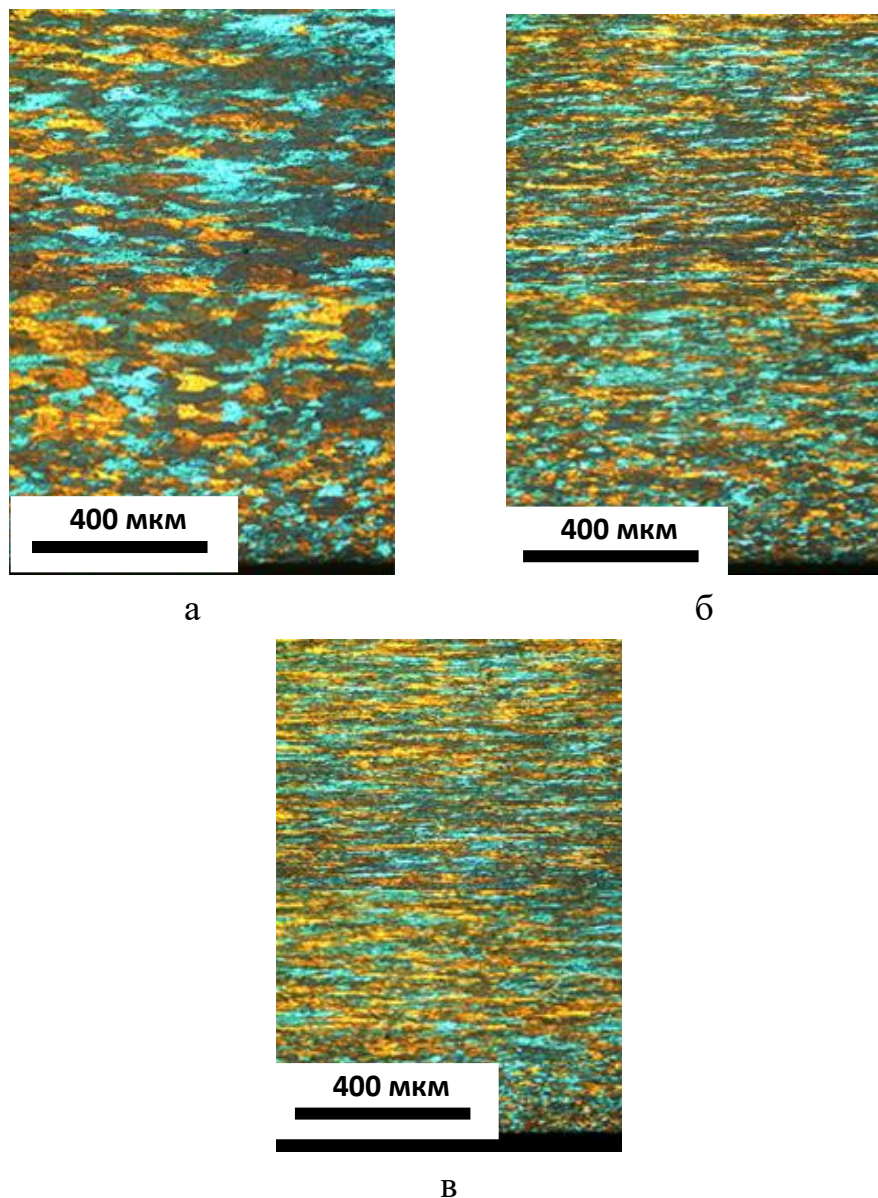
Результаты световой микроскопии представлены на рисунке 4.62. Результаты рентгеноструктурного анализа представлены на рисунке 4.63.

На входе в прокатный стан наблюдается сильная текстурная неоднородность и присутствуют текстуры, относящиеся к текстурам трения. В то же время на выходе из прокатного стана неоднородность сглаживается. После самоотжига текстуры также не абсолютно идентичны, хотя текстур трения почти не наблюдается. Это может быть связано с упомянутым выше уменьшением абсолютной толщины слоя с ультрамелкозернистой структурой.

На рисунке 4.64 представлены результаты моделирования непрерывной прокатки сплава 8011, а именно распределения отношения I_{13}/I_{11} по толщине заготовки по проходам. Видно, что отношение I_{13}/I_{11} , которое способно вызвать появление текстур трения, наблюдается лишь в первых двух деформационных актах. Это означает, что в данных проходах в поверхностных слоях будут наблюдаться отклонения от схемы идеальной плоской прокатки. В третьем акте

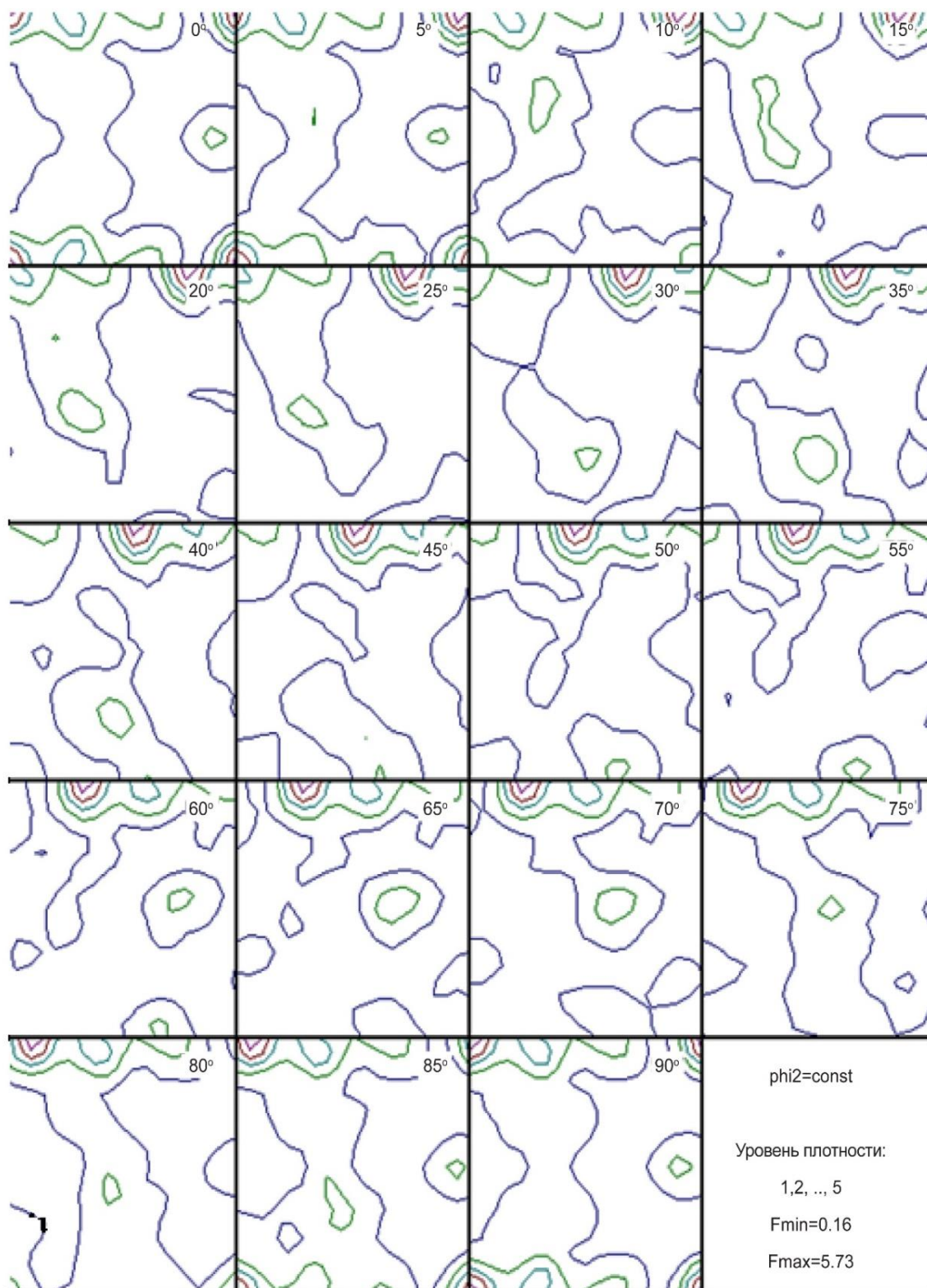
деформации в поверхностных слоях наблюдается отношение I_{13}/I_{11} , близкое к критическому, вызывающему появление сдвиговых текстур. В четвертой клетке отношение I_{13}/I_{11} низкое даже в поверхностных слоях.

Учитывая результаты расчета коэффициентов из таблицы 4.8, необходимо отметить снижение коэффициента трения от начального акта деформации к конечному. Высокий коэффициент трения необходим на первых проходах для обеспечения устойчивости процесса горячей деформации.

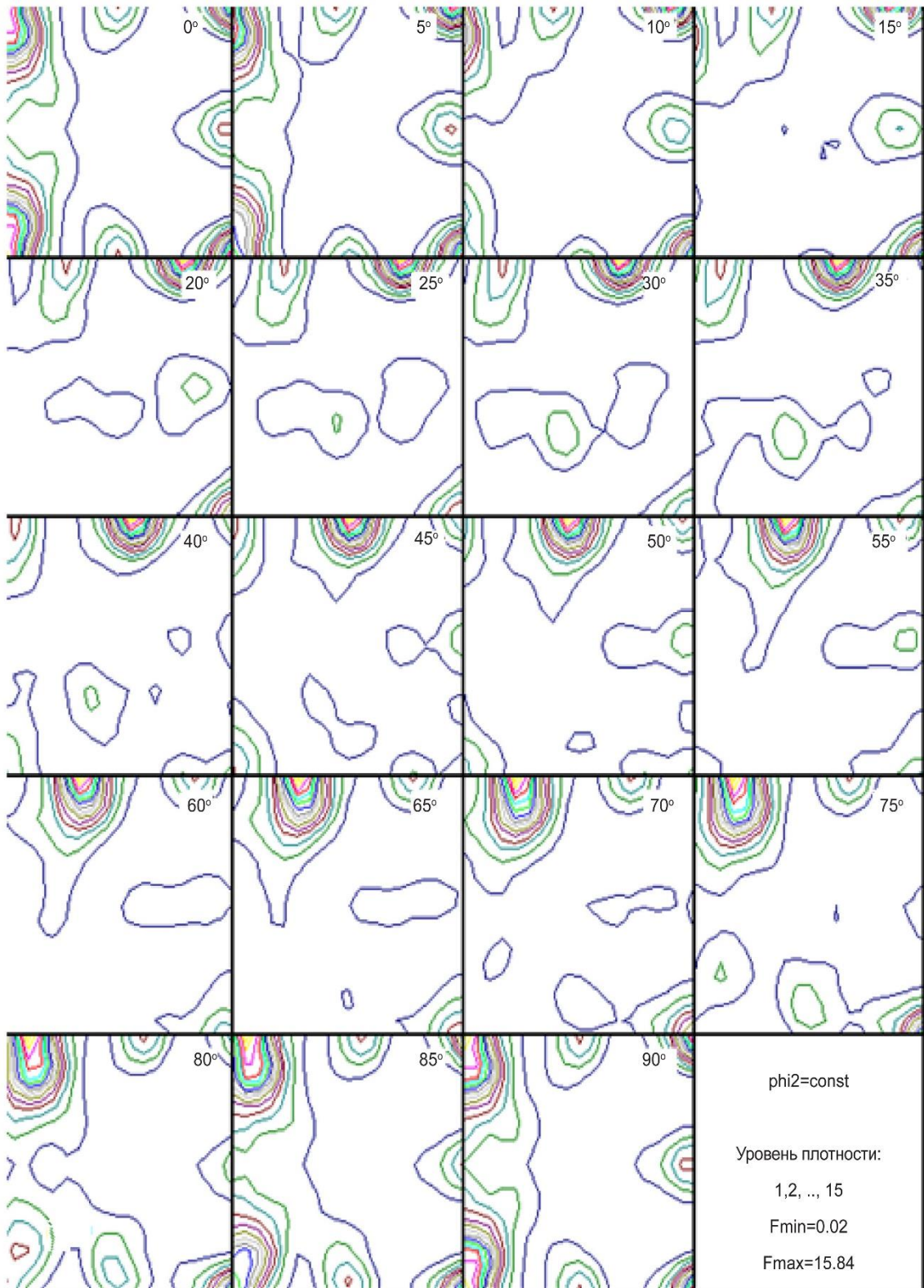


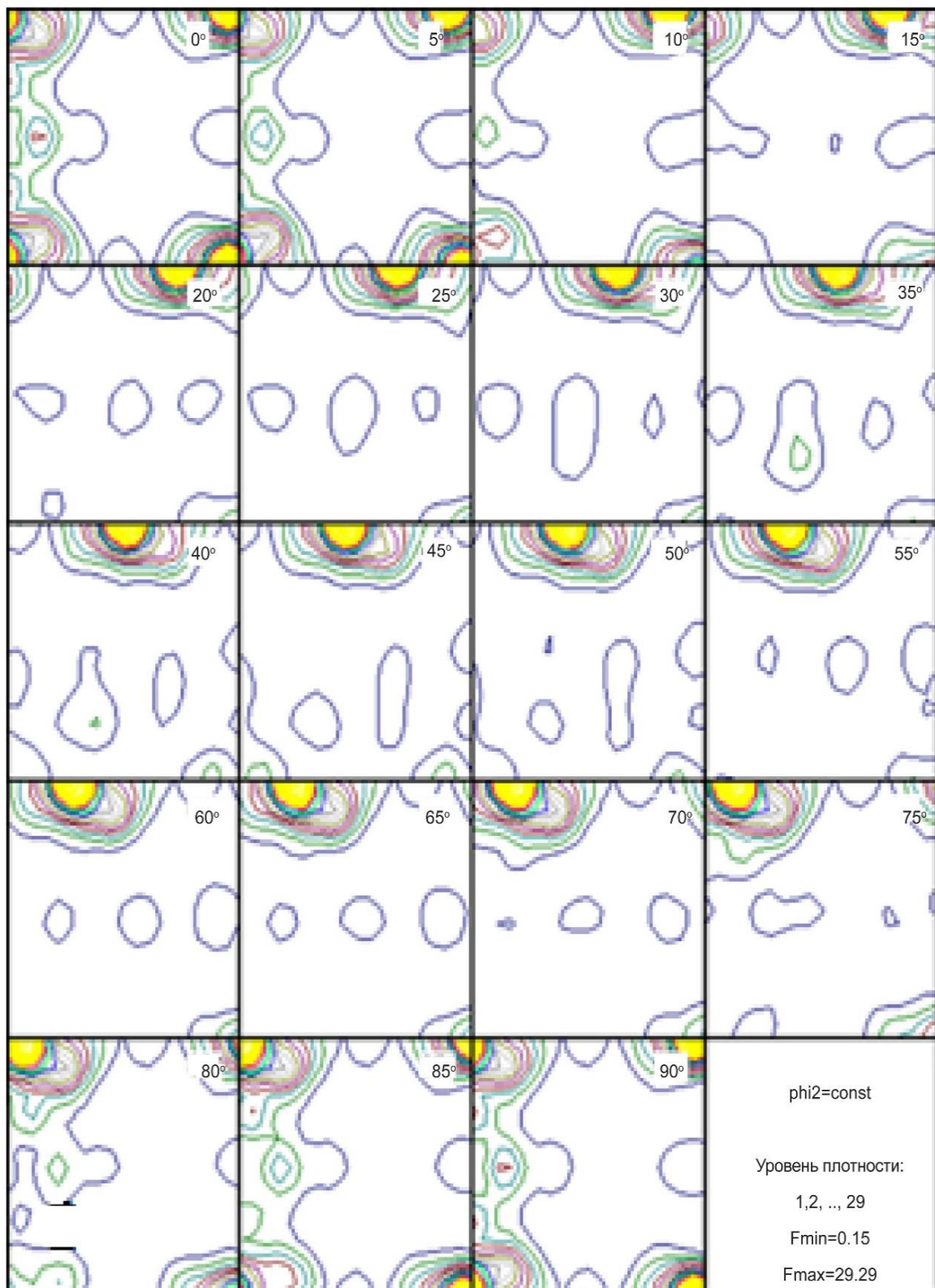
а, б, в – после 1-го, 3-го, и 4-го актов деформации соответственно

Рисунок 4.62 – Эволюция структуры сплава 8011
при плоской схеме горячей деформации

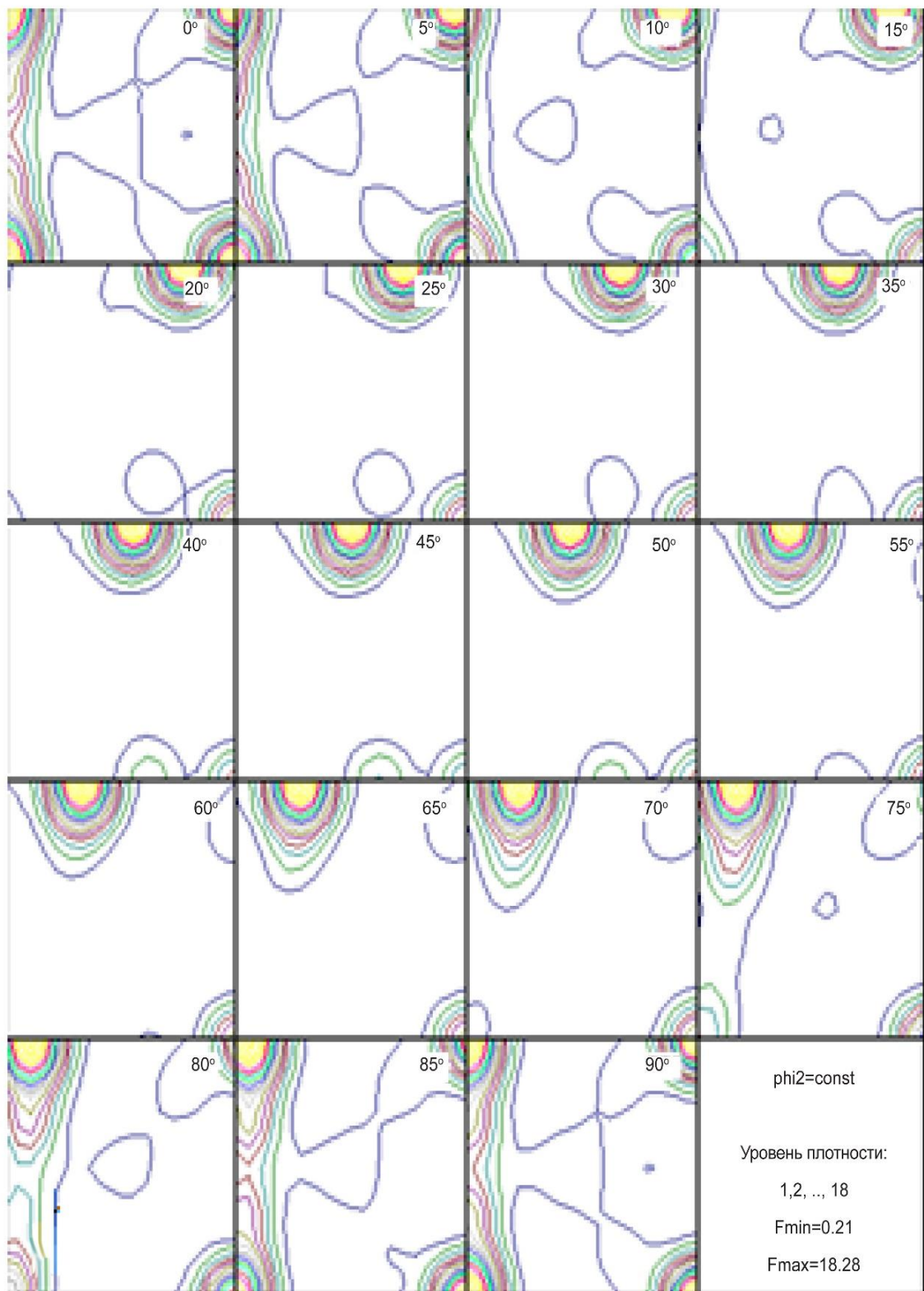


a





B



Г

а, б – непосредственно после горячей деформации; в, г – самоотжига;

а, в – поверхностный слой; б, г – центральный слой

Рисунок 4.63 – Функции распределения ориентаций образцов разной толщины

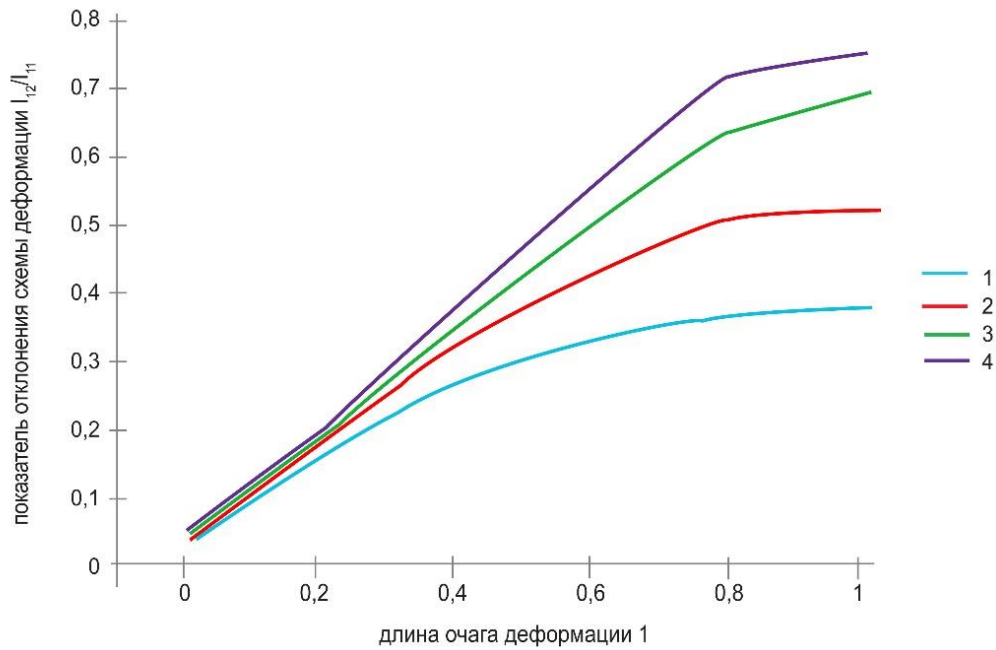


Рисунок 4.64 – Отклонение схемы деформации I_{13}/I_{11} по длине очага (акты 1–4 плоской горячей деформации)

Таким образом, сопоставляя результаты световой микроскопии, рентгеноструктурного анализа и конечно-элементного моделирования, можно заключить, что в первых клетях в поверхностных слоях металла будет развиваться текстура трения. В то же время в последних проходах схема деформации все больше приближается к идеальной плоско-деформированной, и развития текстур трения не происходит. При этом толщина слоев, содержащих мелкозернистую структуру и текстуру трения, уменьшается. Следовательно, данный тип текстур будет оказывать все меньшее влияние на заготовку в целом. Таким образом, горячая плоская деформация алюминиевых сплавов в непрерывной группе стана будет неизбежно вызывать появление текстур трения вследствие его высокого коэффициента в первых проходах. Влияние текстур трения будет постепенно снижаться из-за уменьшения доли слоя полосы, подверженной действию контактного трения. Отметим, что низкие коэффициенты трения в современных технических системах, реализующих горячую плоскую схему деформации, достигаются за счет применения современных смазочно-охлаждающих жидкостей [252, 253].

4.2.1.3 Исследование распределения компонентов текстуры по сечению заготовки из алюминиевого сплава 3101 при плоской схеме горячей деформации

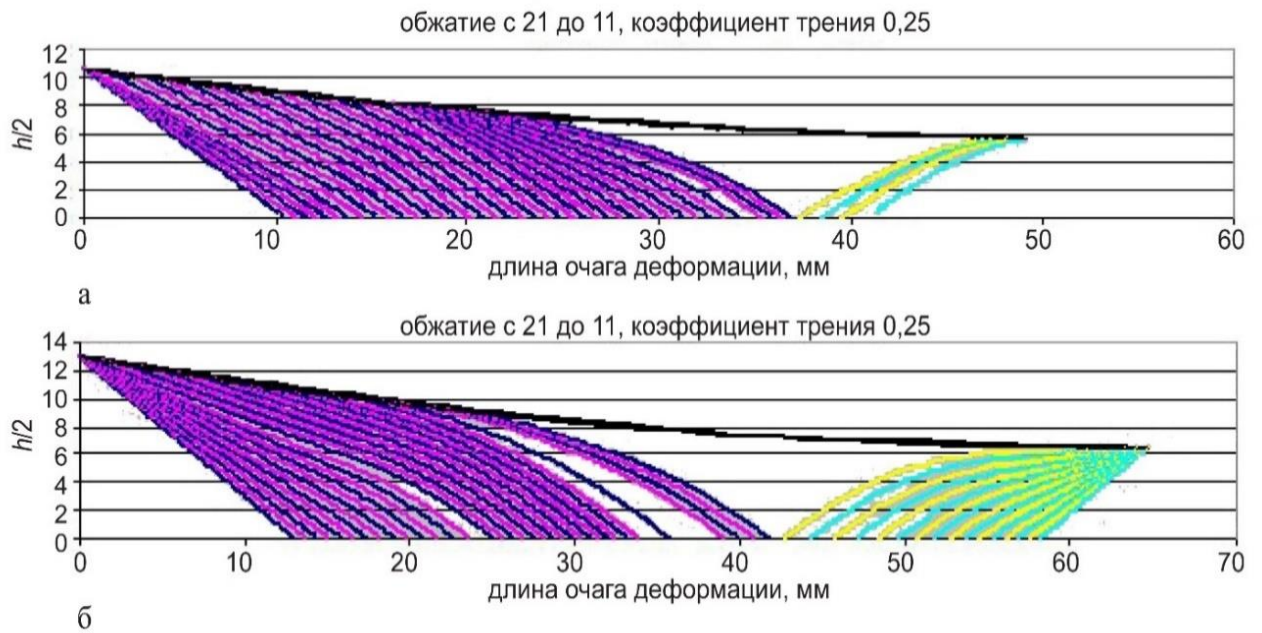
Чтобы окончательно показать, что из-за низкого коэффициента трения в последних актах деформации в современных промышленных процессах, реализующих упомянутую выше схему деформации, текстурной неоднородностью по высоте заготовки можно пренебречь, исследуем непрерывную горячую прокатку сплава 3104 [62].

В случае 8011 неравномерность НДС исследовалась с помощью критерия I_{13}/I_{11} . Однако можно продемонстрировать связь неравномерности распределения текстурной композиции по очагу деформации методом линии скольжения (далее – МЛС). Хотя он значительно менее удобен и позволяет рассчитать не так много показателей, как МКЭ, он очень нагляден при изучении отклонений от идеального напряженного состояния. Ввиду того, что данный МЛС глубоко проработан и апробирован для разных процессов деформации, в данной работе не будет приведено его описание. С основными подходами, используемыми в данном исследовании для построения поля линий скольжений при различных процессах плоской горячей деформации, можно ознакомиться в [254].

Методом линий скольжения было рассчитано напряженное состояние во втором акте плоской горячей деформации сплава 3104 в непрерывной группе клеток (рисунок 4.65).

Как видно, в обоих случаях наблюдаются отклонения от напряженного состояния, характерного для идеальных условий плоской деформации. В этом случае идеального плоскодеформированного состояния линии скольжения становятся прямыми и пересекают ось прокатки под углом 45° . Однако в случае коэффициента трения 0,4 отклонение куда выше.

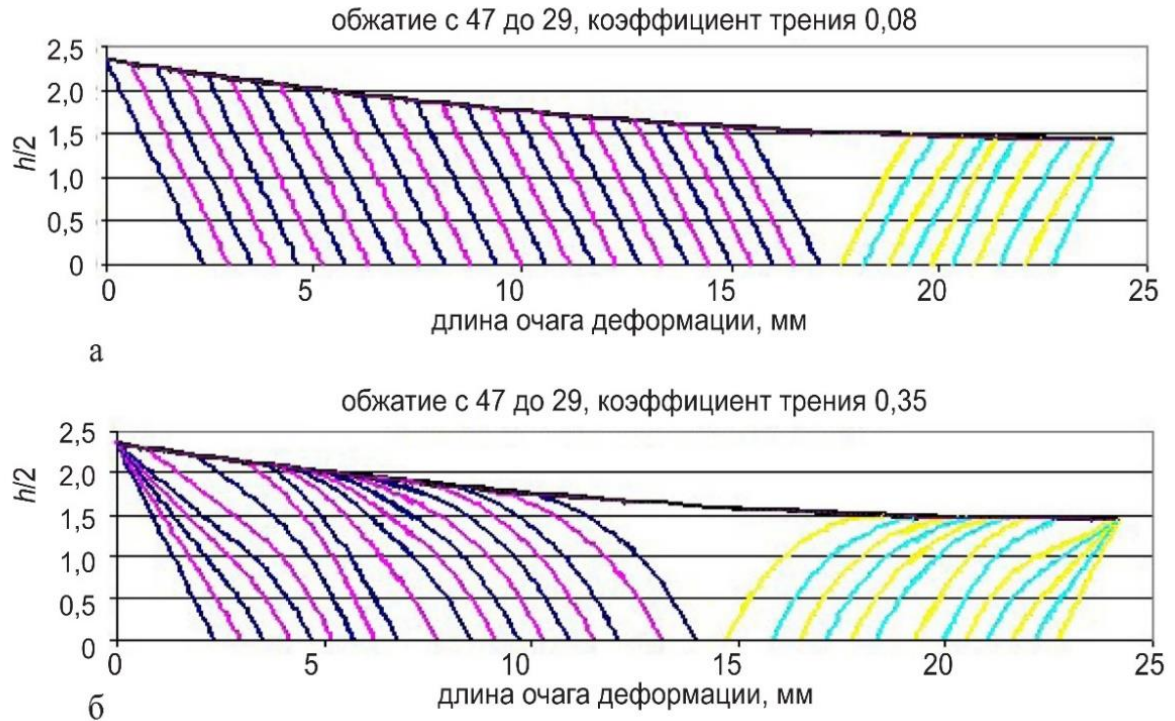
На рисунке 4.66 приведены результаты анализа напряженного состояния методом линий скольжения при плоской схеме горячей деформации сплава 3104.



а – обжатие с 21 до 11 мм при коэффициенте трения 0,25;

б – обжатие с 26 до 13 мм при коэффициенте трения 0,4 мм

Рисунок 4.65 – Расчет поля напряжений при прокатке во втором акте деформации



а – низкий коэффициент трения 0,08; б – высокий коэффициент трения 0,35

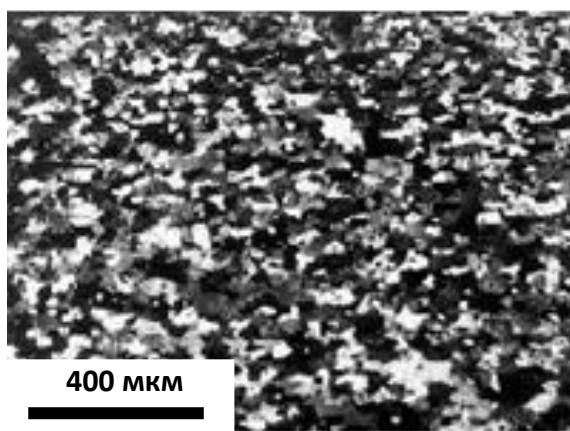
Рисунок 4.66 – Расчет методом линий скольжения.

Показана половина очага деформации

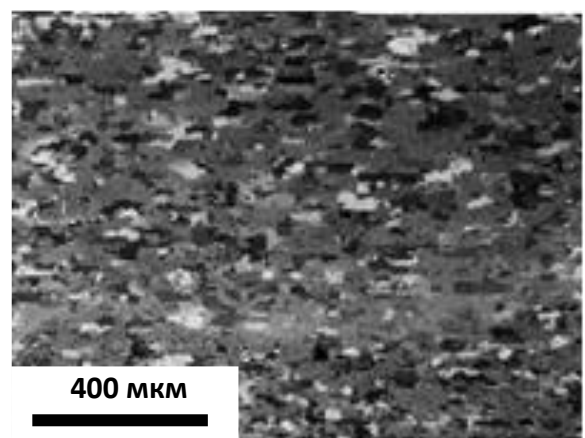
Видно, что при низком коэффициенте трения напряженное состояние близко к идеальному случаю тонколистовой прокатки – сжатие по вертикальной и растяжение по горизонтальной осям. Характер напряженного состояния в центральных частях полосы мало различается для высокого и низкого коэффициентов трения. В слоях у поверхности различие очень велико, и для высокого коэффициента трения напряженное состояние сильно изменяется вдоль очага деформации. В случае высокого трения максимальные касательные напряжения направлены под малым и убывающим по направлению к нейтральному сечению углом к линии контакта вала и полосы. Такое распределение напряжений приводит к образованию протяженной зоны затрудненной деформации, где, в соответствии с приведенными выше экспериментальными исследованиями, и образуется текстура трения.

Воспользуемся данными, приведенными в работе [61], чтобы показать структурную и текстурную композицию, наблюдаемую после плоской горячей деформации по следующим режимам: 0,4 – первый акт деформации; 0,35 – последний акт деформации и 0,25 – первый акт деформации; 0,08 – последний акт деформации, чтобы подтвердить результаты МЛС-анализа.

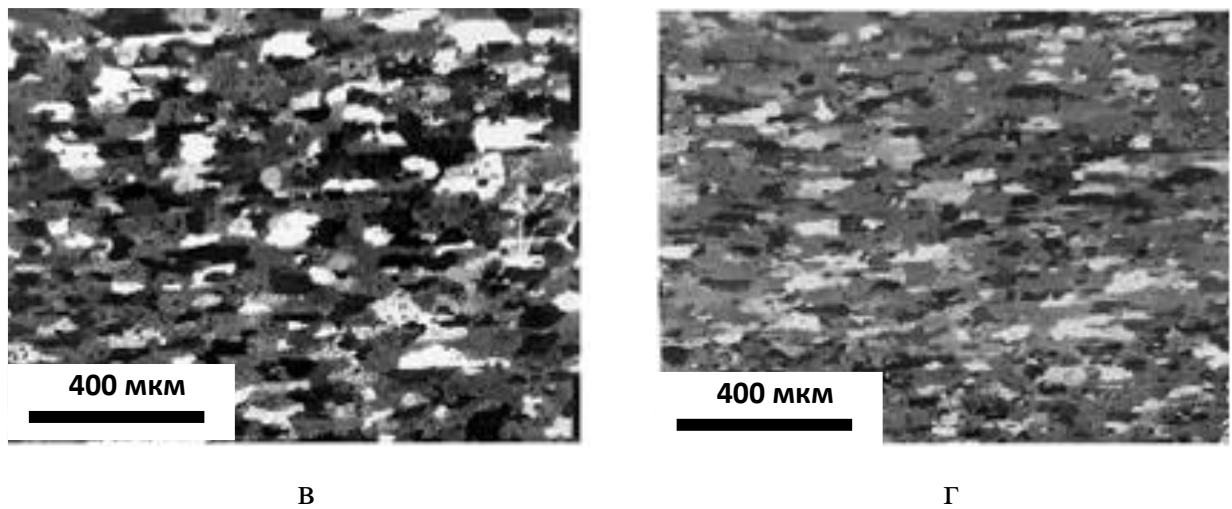
На рисунке 4.67 показаны фотографии микроструктуры образцов, отобранных от полос, прокатанных с высоким и низким контактным трением.



а



б



а – поверхность полосы, высокое трение; б – поверхность, низкое трение;
в – середина толщины, высокое трение; г – середина толщины, низкое трение

Рисунок 4.67 – Микроструктура горячекатаных полос,
прокатанных с высоким и низким трением

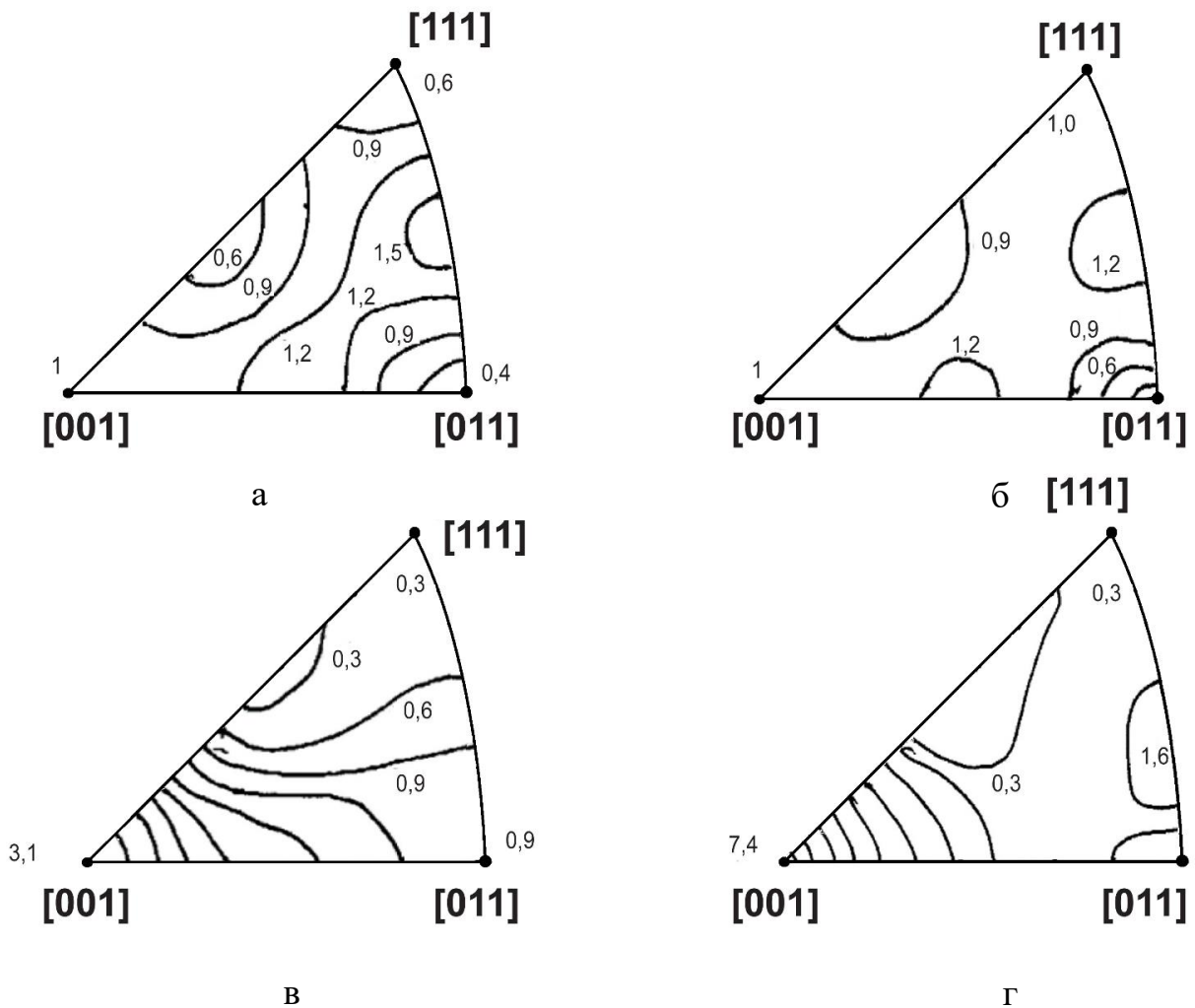
Видно, что во всех случаях в центральных слоях полосы сформировано равноосное рекристаллизованное зерно, центральные слои полосы и поверхностный слой при низком трении имеют сходную структуру, но в поверхностном слое полосы, прокатанной с высоким трением, наблюдается измельчение зерна.

На рисунке 4.68 показаны результаты рентгеноструктурного анализа горячекатаных образцов.

Очевидно отсутствие выраженной текстуры в поверхностных слоях при высоком трении. Это слой с мелкозернистой структурой – на рисунке 4.67. В то же время при низком коэффициенте трения наблюдается выраженная текстура куба, которая обеспечивает псевдоизотропные свойства материала после холодной прокатки. Следует отметить, что коэффициент трения 0,12 является допустимым только для последнего деформационного акта. В первых актах деформации минимально допустимое значение коэффициента трения, как и в случае сплава 8011, составляет $0,3 \div 0,4$.

Таким образом, закономерность развития неравномерности текстур по толщине очага деформации в сплаве 3104 в целом похожа на ту, что наблюдается в

сплаве 8011. При высоком трении в первых и последних проходах присутствует неравномерность распределения текстурной композиции по толщине очага деформации. В случае снижения коэффициента трения до минимально допустимых, с точки зрения осуществления процесса горячей плоской деформации, значений в первых проходах также наблюдается неравномерность распределения структуры и текстуры [61], которая, однако, к пятому акту деформации выравнивается.



а – верхняя поверхность, высокое трение; б – нижняя поверхность, высокое трение; в – центр, высокое трение; г – низ, низкое трение
(картина в приповерхностных слоях почти идентична)

Рисунок 4.68 – Обратные полюсные фигуры, полученные при рентгеноструктурном исследовании образцов горячекатаных полос, при плоской горячей деформации с высоким и низким уровнем трения

4.2.2 Исследование особенностей формирования кристаллографической текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в реальных технических системах

4.2.2.1 Формирование текстуры при термомеханической обработке алюминия технической чистоты

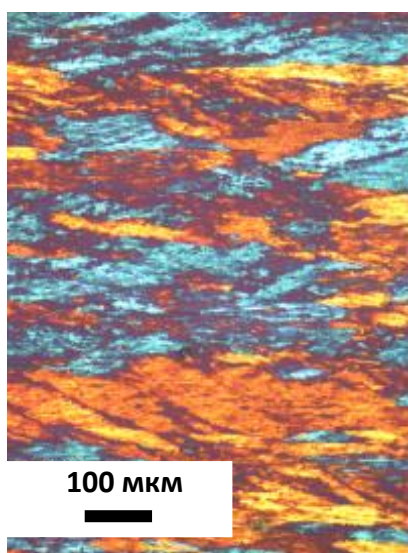
Чистый алюминий имеет высокий дефект упаковки (далее – ЭДУ) и малое количество интерметаллидных частиц второй фазы. Отметим, что дефект упаковки представляет собой нарушение нормальной последовательности упаковки атомных плоскостей в кристаллической решетке металла. Эти прерывания имеют определенную энергию, называемую ЭДУ. Кроме того, очень важной величиной является ширина дефекта упаковки. Ее величина определяется балансом между силой отталкивания между двумя частичными дислокациями с одной стороны и силой притяжения из-за поверхностного натяжения дефекта упаковки с другой. Таким образом, равновесная ширина частично определяется энергией дефекта упаковки. Когда ЭДУ высока, диссоциация полной дислокации на две части является энергетически невыгодной и материал может деформироваться за счет скольжения дислокации или поперечного скольжения. При низком значении ЭДУ подвижность дислокаций в материале снижается [255].

Высокая ЭДУ способствует интенсивному процессу возврата и формированию субзерен большего размера, что снижает плотность дислокации и негативно влияет на движущую силу рекристаллизации. С другой стороны, из-за очень малого количества мелкодисперсных интерметаллидных частиц тормозящая рекристаллизация невелика и, как видно из рисунка 4.48, в абсолютном большинстве случаев будет меньше движущей силы, поэтому протекание рекристаллизации является лишь вопросом времени.

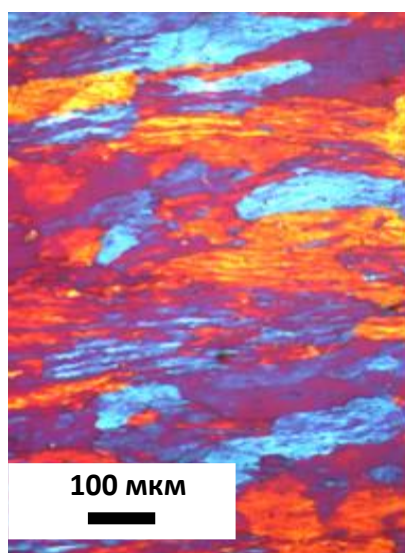
Для изучения особенностей рекристаллизации сплава 1050 при плоской схеме горячей деформации в непрерывной группе горячего стана был произведен промышленный эксперимент [94].

Как видно из рисунка 4.69, в микроструктуре сплава 1050 при плоской схеме горячей деформации в непрерывной группе клеток в междеформационных паузах рекристаллизация не происходит. Кроме того, при данном режиме прокатки рекристаллизация не происходит также и при самоотжиге. Такая картина наблюдается не из-за того, что процесс рекристаллизации тормозится частицами второй фазы, а из-за ее медленного протекания. Иными словами, из-за медленной кинетики рекристаллизация не успевает произойти в сплаве 1050 до момента, когда падение температуры сделает ее протекание невозможным.

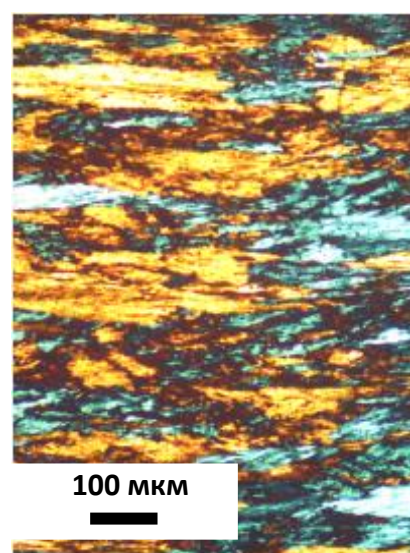
Рисунки 4.70 и 4.71, на которых показана эволюция текстуры при плоской горячей деформации чистого алюминия, также хорошо согласуются с данными, полученными при изучении эволюции микроструктуры (рисунок 4.76). Следует отметить, что результаты рентгеноструктурного анализа также не показывают следов рекристаллизации, о чем свидетельствуют рост текстуры β -фибера и снижение кубических и случайных ориентировок на протяжении всего процесса плоской горячей деформации.



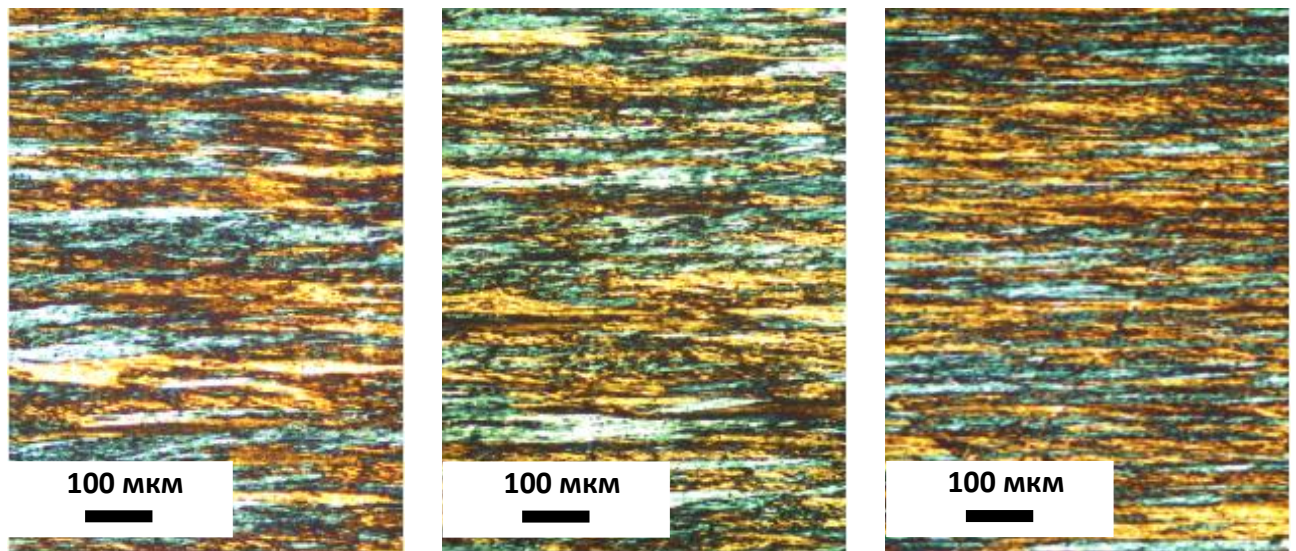
а



б



в



Г

Д

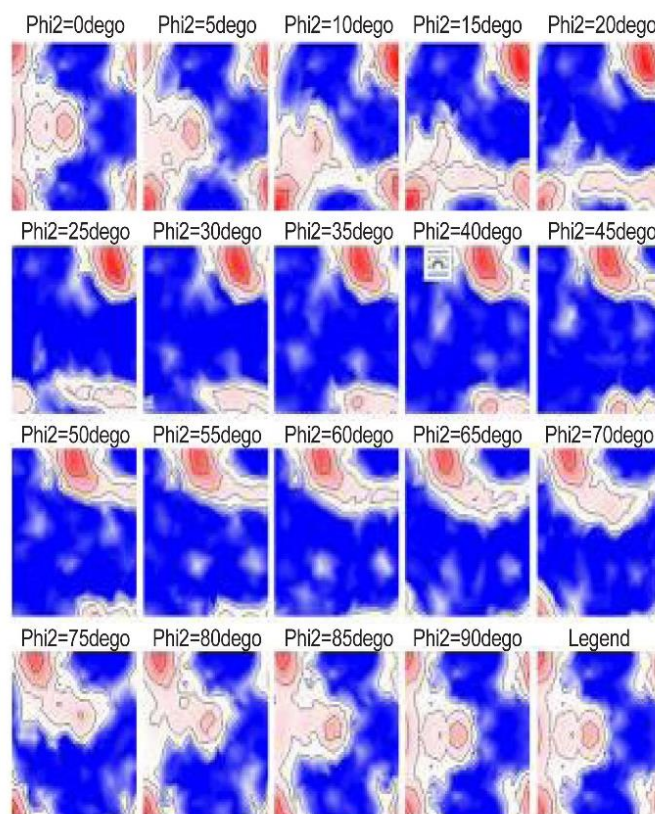
е

а – после первого акта деформации; б – перед вторым актом деформации;

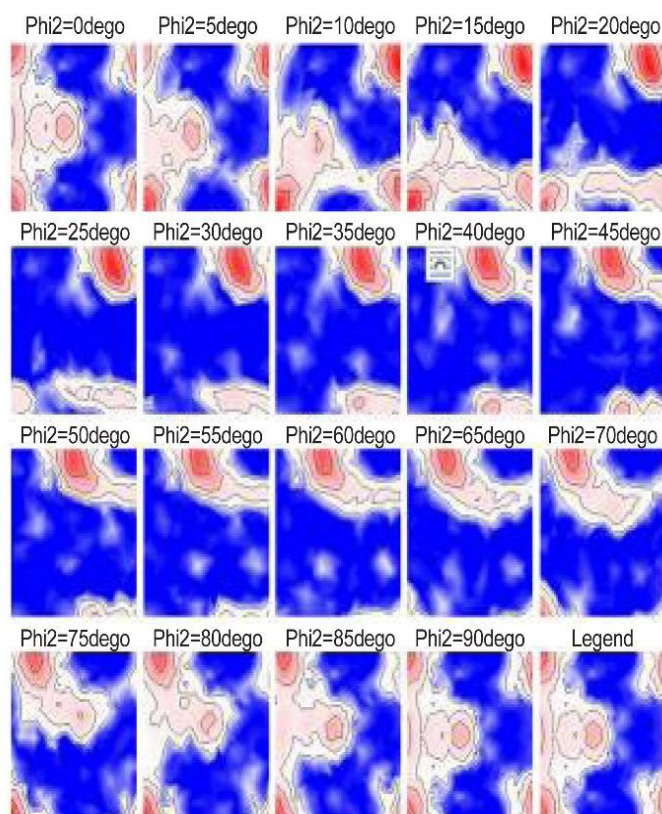
в – после второго акта деформации; г – до третьего акта деформации;

д – после третьего акта деформации; е – после самоотжига

Рисунок 4.69 – Эволюция микроструктуры
при плоской схеме горячей деформации 1050



а



б

а – перед вторым актом деформации; б – после пятого акта деформации

Рисунок 4.70 – ОДФ для центрального слоя листа из сплава 1050

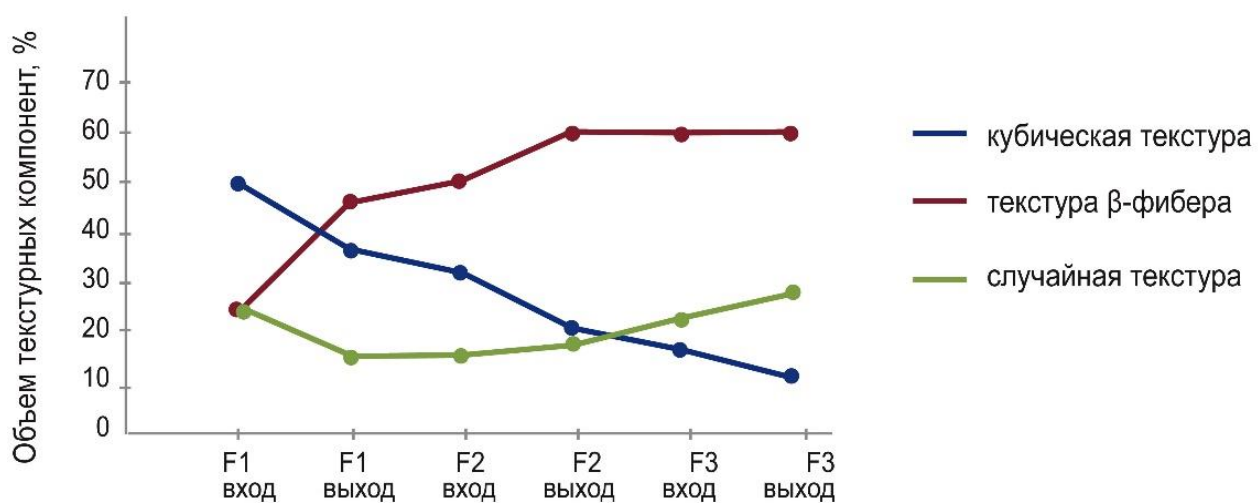


Рисунок 4.71 – Эволюция текстуры при плоской горячей деформации сплава 1050 в непрерывной группе клеток

Следует отметить, что при отсутствии процесса самоотжига в сплаве будет присутствовать ярко выраженная текстура β -фибера, которая лишь усилится при последующей холодной прокатке. В результате после холодной штамповки будет наблюдаться острая текстура β -фибера.

Для того чтобы избежать такой ситуации, необходимо, чтобы температура самоотжига в рулоне достаточно долго превышала пороговую температуру рекристаллизации. Чистый алюминий особенно склонен к остыванию из-за низких значений сопротивления деформации. Таким образом, охлаждение полосы от контакта с эмульсией и валками не компенсируется тепловыделением при деформации. Поэтому температура самоотжига, как правило, недостаточна для прохождения рекристаллизации. Как показало моделирование, для прохождения рекристаллизации требуется прокатка на повышенных скоростях (рисунок 4.72), т.к. это, во-первых, повышает сопротивление деформации, а во-вторых, снижает время контакта металла с валками, а следовательно, уровень теплопотерь.

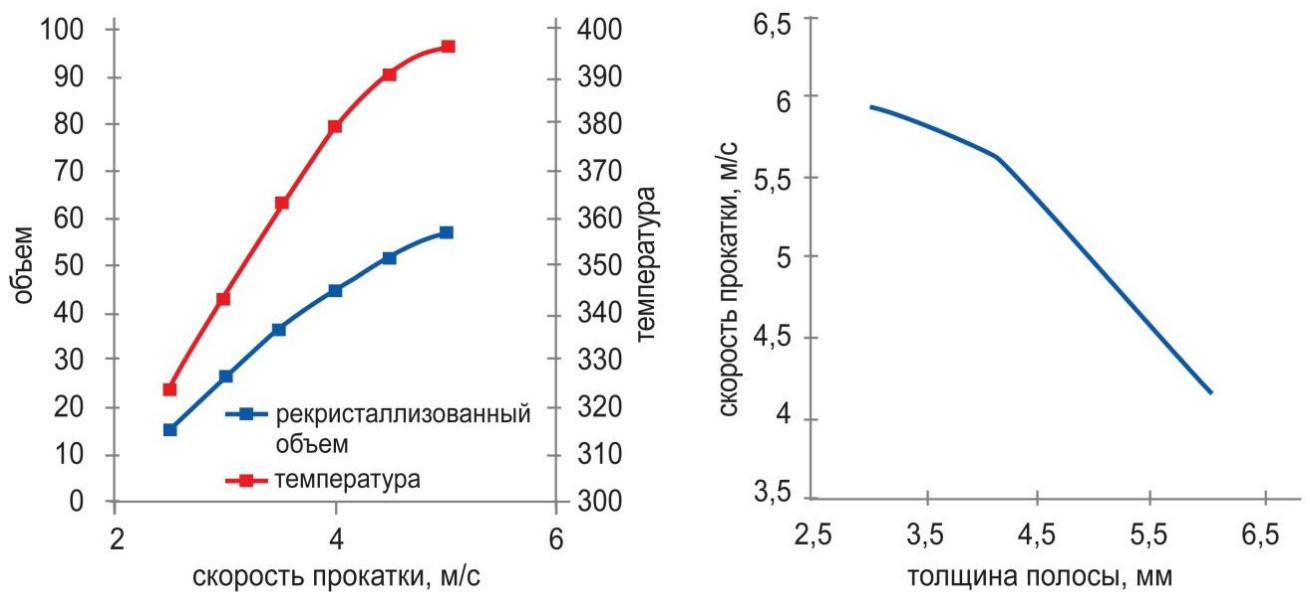


Рисунок 4.72 – Зависимость температуры окончания плоской деформации и доли рекристаллизованного объема от скорости прокатки технически чистого алюминия. Сплав 1050, толщина полосы – 5 мм, полученная путем моделирования

Отметим, что основной способ повышения скорости прокатки – уменьшение конечной толщины полосы. На рисунке 4.72 показана скорость прокатки, необходимая для достижения рекристаллизации полосы заданной толщины за счет самоотжига в рулоне. Кроме того, с помощью моделирования было рассчитано влияние начальной температуры и параметра Зинера – Холломона на текстурную композицию при прокатке, показанную на рисунке 4.73. В частности, с помощью нее можно выбрать режимы, позволяющие добиться получения 30–20 % кубической текстуры, достаточной для компенсации текстуры β -фибера на последующих этапах плоской деформации.

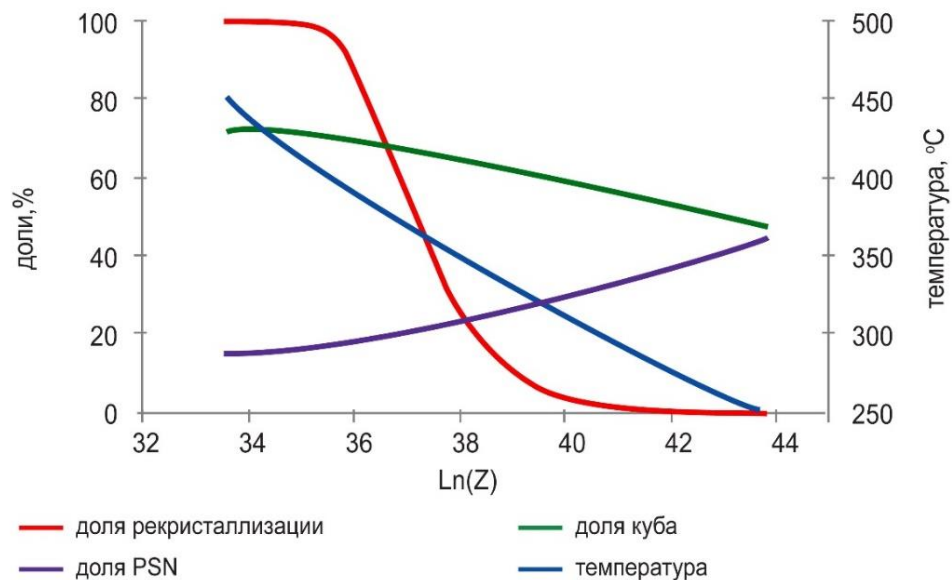


Рисунок 4.73 – Зависимость доли рекристаллизованного объема, доли куба и случайной ориентировки (PSN) от параметра Зинера для технически чистого алюминия

4.2.2.2 Формирование текстуры при термомеханической обработке автомобильного малолегированного сплава 6016 системы Al-Mg-Si

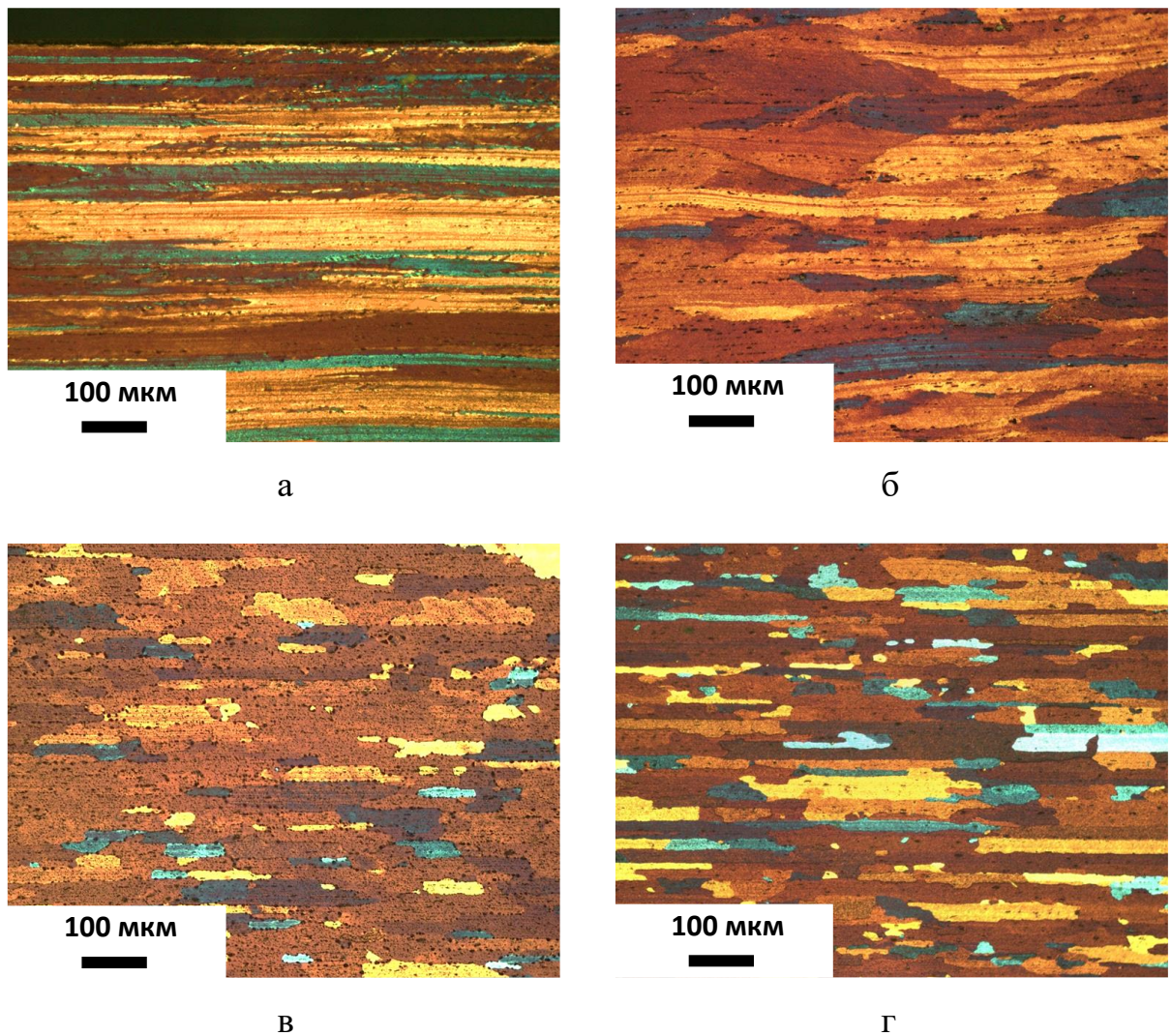
Сплав 6016 близок по своему составу к чистому алюминию тем, что в нем не так много примесных элементов (таблица 4.9). Поэтому в нем также следует ожидать достаточно интенсивного процесса возврата.

Таблица 4.9 – Химический состав сплава 6016

Элемент	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Al
% мас.	0,25	1,0	0	0	0	0	0	0	баланс
	–	–	–	–	–	–	–	–	
	0,6	1,5	0,2	0,5	0,2	0,1	0,2	0,15	

В то же время даже относительно небольшие добавки магния и кремния уменьшают размер субзерна, что делает возможным протекание рекристаллизации в междеформационных паузах. Это, в свою очередь, будет оказывать достаточно сильное влияние на характер формирования текстуры. Междеформационные паузы снижают долю текстуры β -фибера при деформации, тем самым уменьшая и объем кубических текстур при самоотжиге. Это объясняется тем, что для ориентированного роста кубической текстуры необходимо присутствие достаточно остро сформированной текстуры β -фибера. В то же время при отсутствии большого количества крупных интерметаллидных частиц (что верно для данного сплава) основными зародышами будут кубические субзерна. Это ведет к росту доли этой компоненты, развивающейся при самоотжиге. Рекристаллизация в междеформационных паузах увеличивает общую долю кубической текстуры, сохраняющуюся перед самоотжигом, а следовательно, и общее количество ее зародышей.

Возможность протекания рекристаллизации в междеформационных паузах зависит от скорости деформации. Чтобы изучить, как ее изменение влияет на процессы рекристаллизации и итоговую текстуру, была произведена термомеханическая обработка в условиях плоской деформации двух лент 3,4x1300 мм из сплава 6016 [214]. При установившемся режиме термомеханической обработки была остановлена деформация и был произведен отбор образцов для последующего исследования. Параметры деформации представлены в разделе 2.3. Данные оптической микроскопии представлены на рисунке 4.74.



- а – перед вторым актом деформации, короткая междеформационная пауза при высокой скорости прокатки; б – перед вторым актом деформации, длительная междеформационная пауза при малой скорости прокатки;
- в – после завершения процесса горячей прокатки;
- г – полностью рекристаллизованная структура после отжига горячекатаного рулона

Рисунок 4.74 – Рекристаллизация сплава 6016

Как видно из результатов оптической микроскопии, относительно большая доля рекристаллизованного объема наблюдается в первом промежутке при малой скорости прокатки. В этом случае моделирование предсказывает 43 % рекристаллизованного объема при малой скорости деформации. При повышении скорости рекристаллизуется только 3 % объема. Рекристаллизация в остальных межклетевых промежутках и при самоотжиге рулона не происходит. Однако,

если выдерживать сплав несколько часов при отжиге в печи, то рекристаллизация все же произойдет. Отметим, что данная структура после отжига является рекристаллизованной, т.к. зерна после него изменили свои форму и размеры. Однако они не приобрели равноосную форму и остались вытянутыми. Это объясняется тем, что из малого количества частиц второй фазы главную роль в зарождении новых зерен будут играть субзерна, находящиеся как раз на межзеренных границах. Границы деформированных зерен, а значит, и зародыши субзерен, расположены параллельно и очень близко друг к другу. Таким образом, новая структура быстро сталкивается в направлении, где межзеренные границы наиболее близки. Далее рекристаллизованная структура начинает расти параллельно этим границам (рисунок 4.75). Этим и объясняется наблюдаемая вытянутая форма рекристаллизованных зерен.

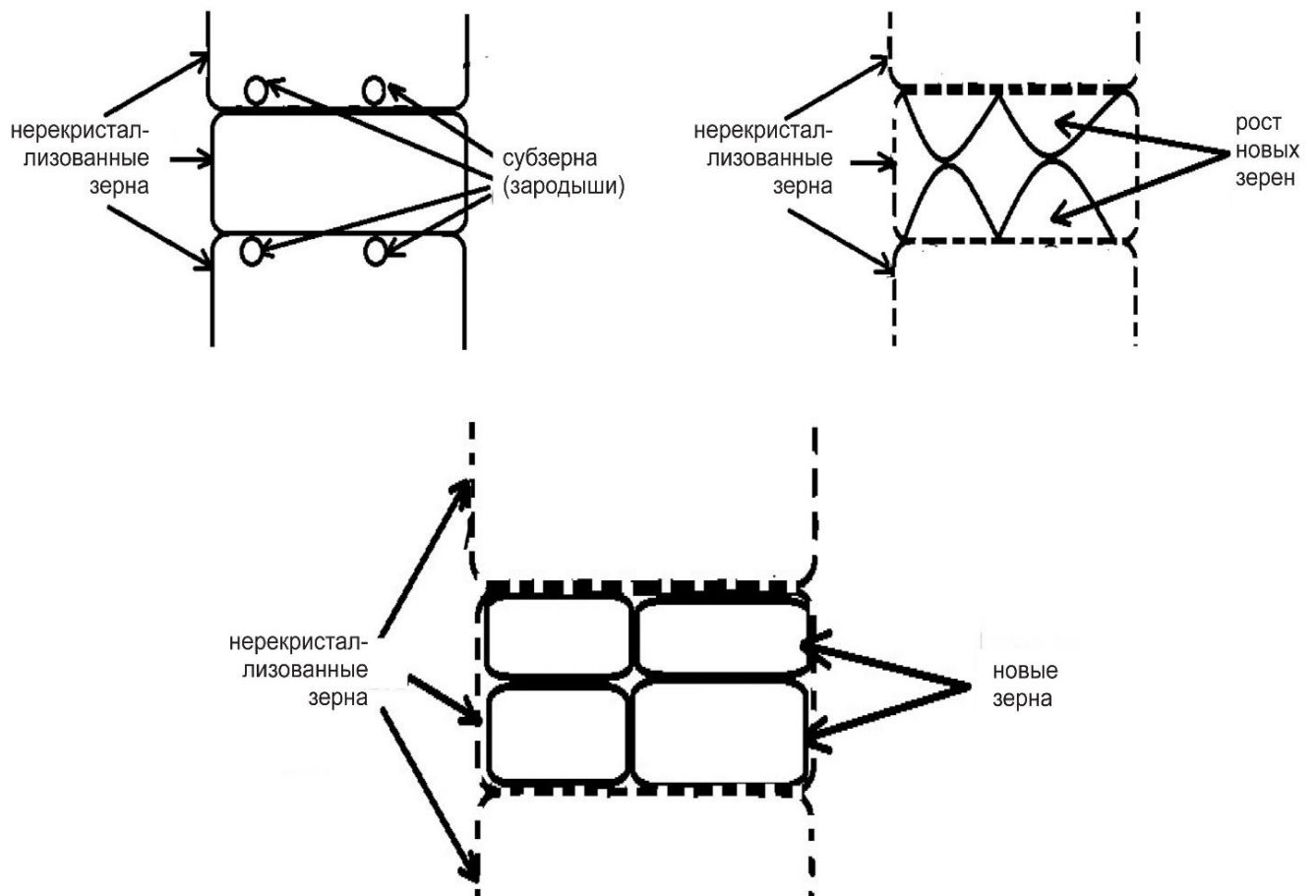
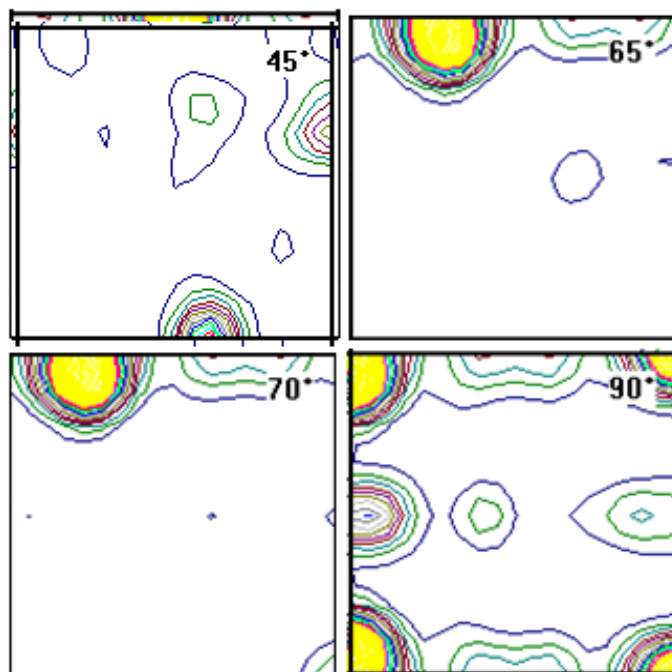
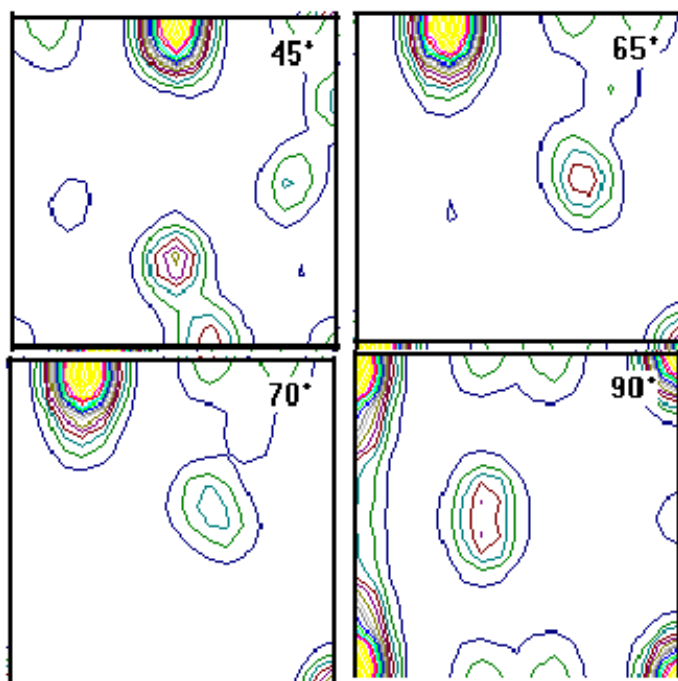


Рисунок 4.75 – Схема рекристаллизации при самоотжиге в рулоне сплава 6016

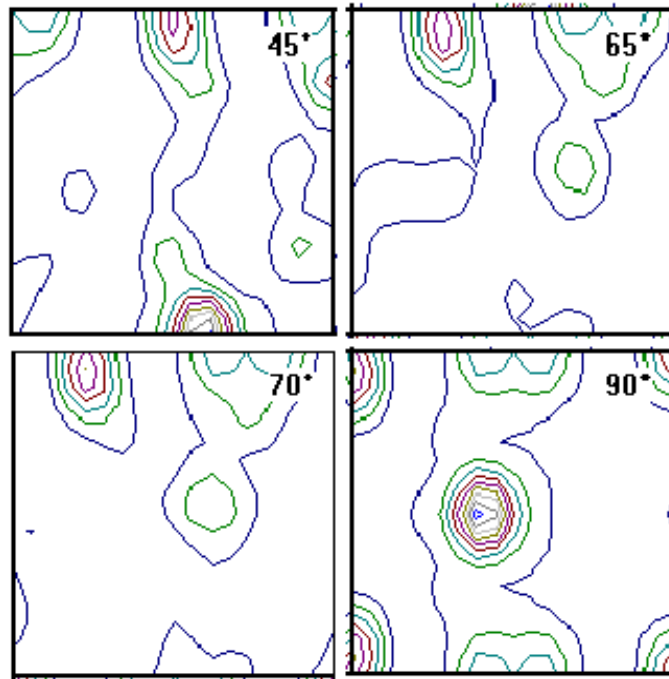
Результаты рентгеноструктурного анализа и расчета по модели показаны на рисунках 4.76–4.79. Материал на входе в непрерывную группу имеет выраженную текстуру куба (рисунки 4.77 *a* и 4.79 *a*). Значительная доля составляющей куба сохраняется после 1-го и 2-го актов деформации как при малой, так и при большой скорости прокатки. Сохранение текстуры куба связано с устойчивостью данной ориентировки.



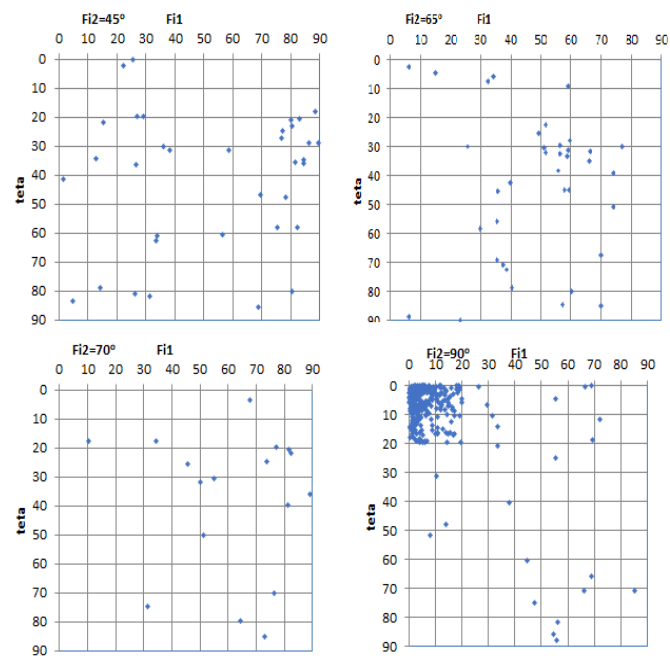
а



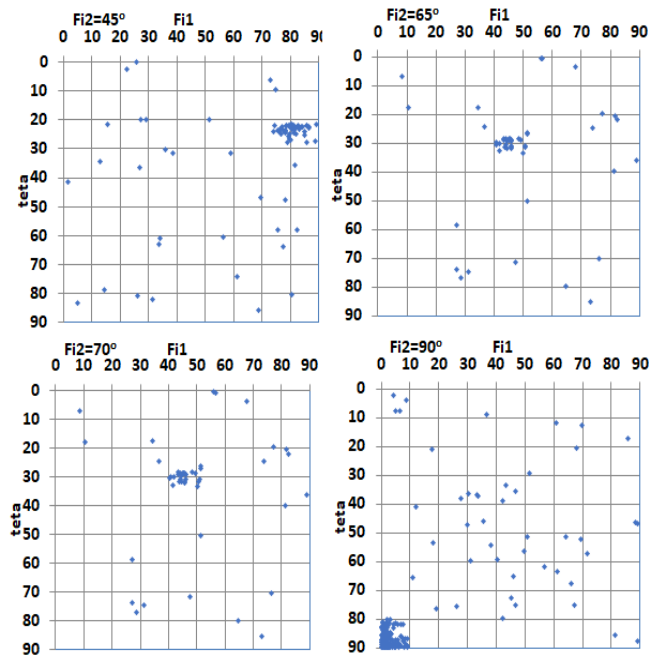
б



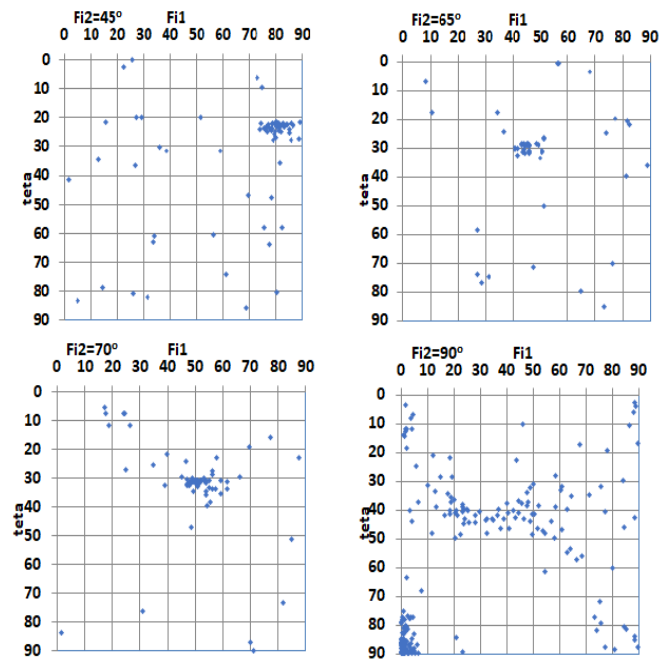
B



Γ



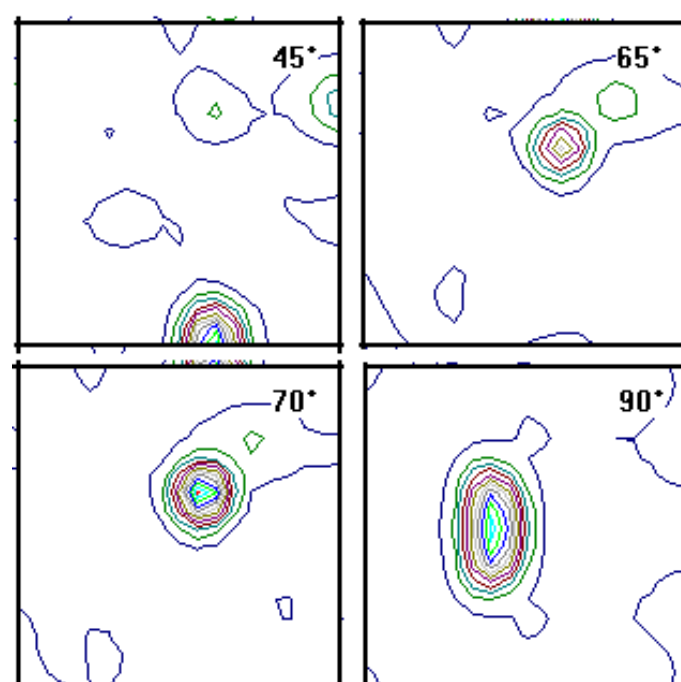
Д



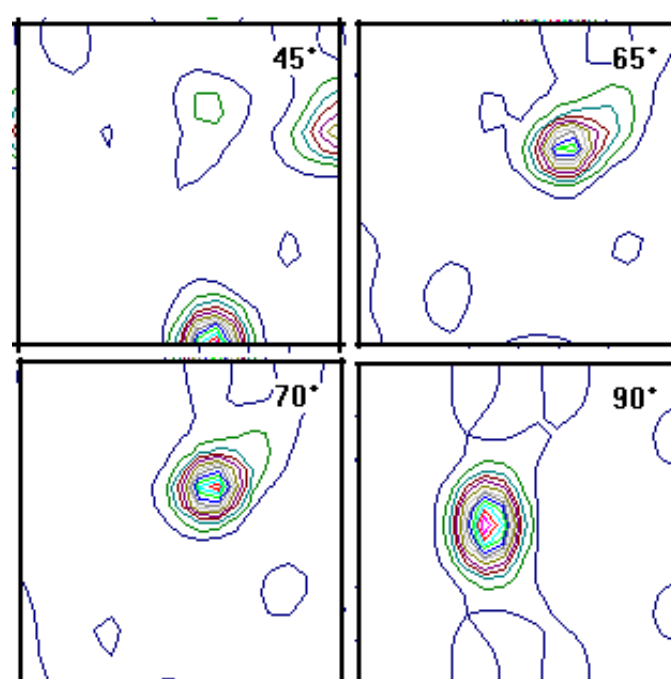
е

а – образец; г – модель, перед вторым актом деформации: б – образец; д – модель, после второго акта деформации; в – образец; е – модель

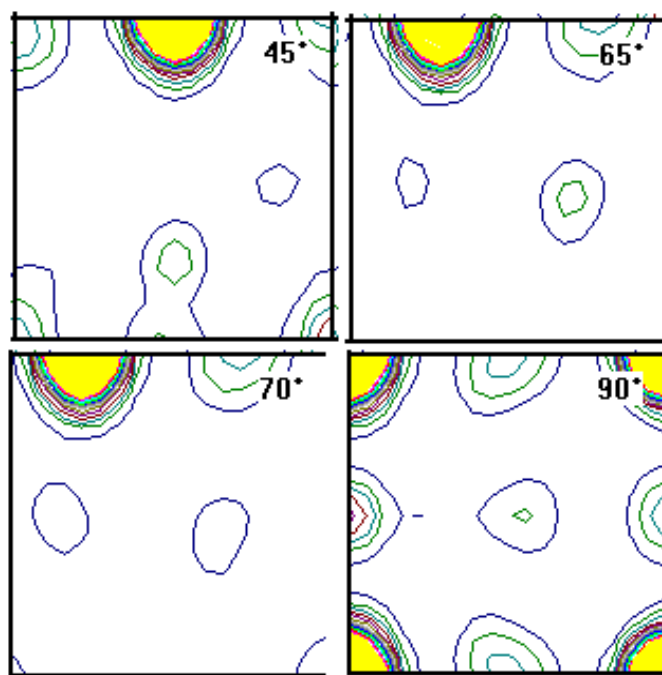
Рисунок 4.76 – Образцы и расчет для полосы из сплава 6061, прокатанной на повышенной скорости



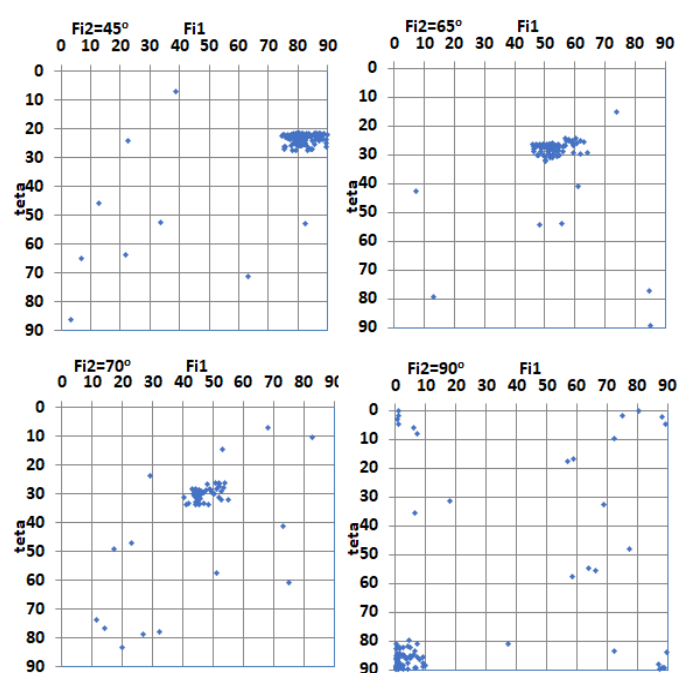
a

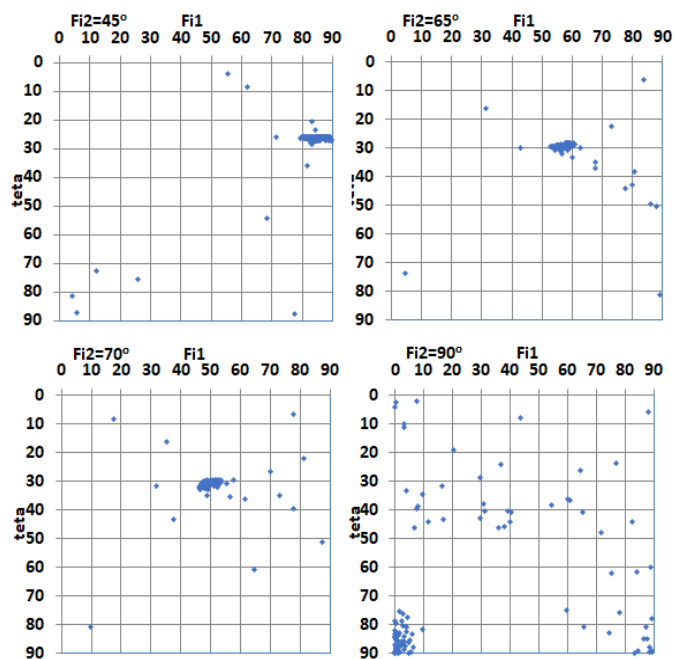


6

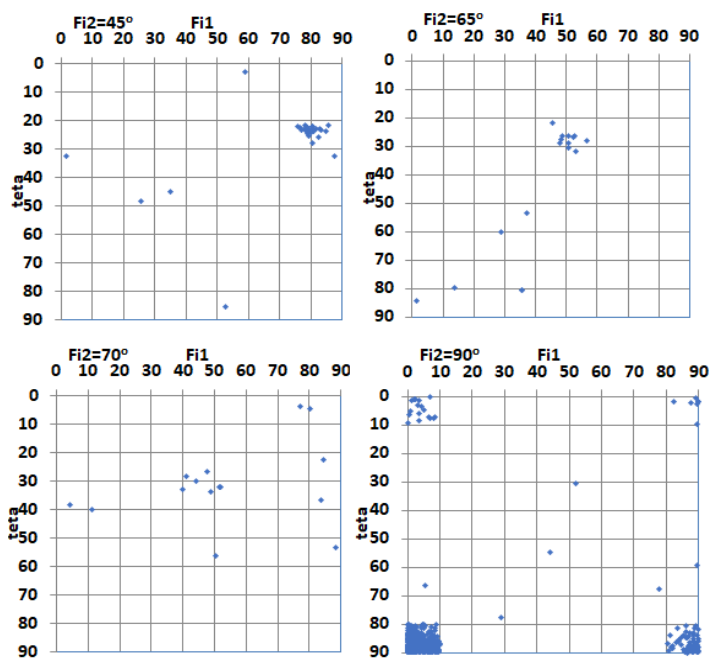


B

 Γ



Д



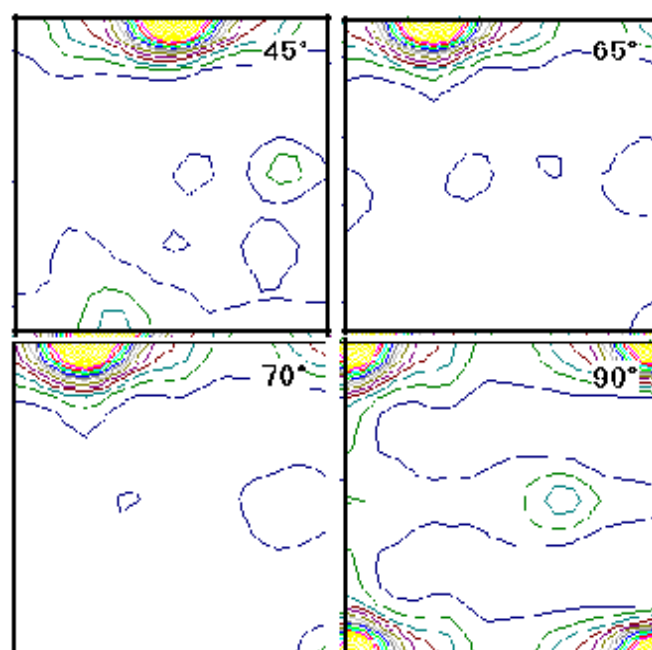
е

Перед последним проходом: а – образец; г – модель.

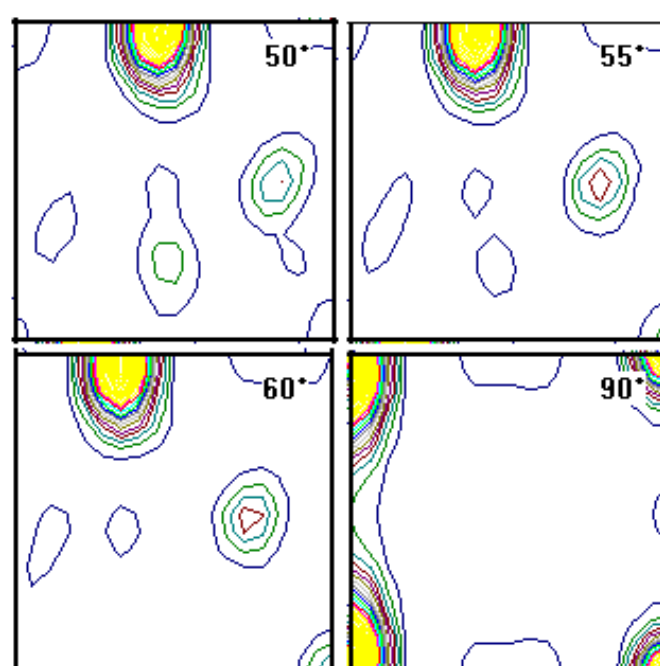
После последнего прохода: б – образец; д – модель.

После самоотжига: в – образец; е – модель после четвертого акта деформации

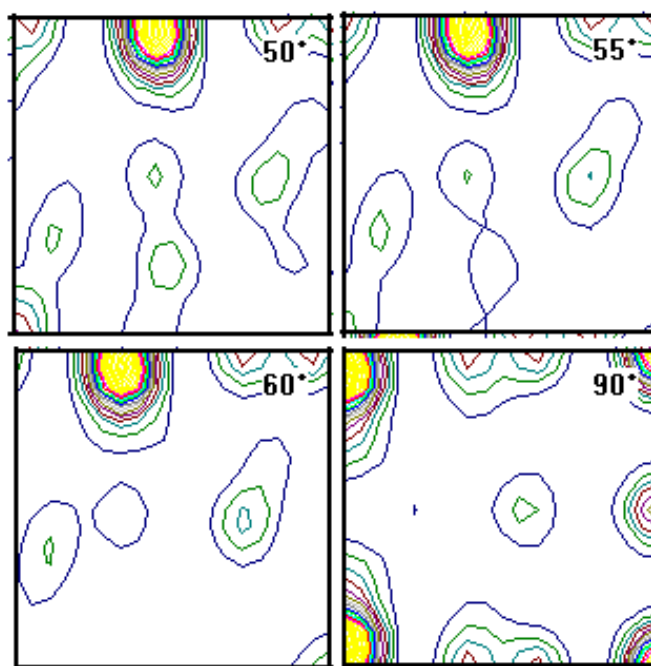
Рисунок 4.77 – Образцы и расчет для полосы сплава 6016,
прокатанной на повышенной скорости



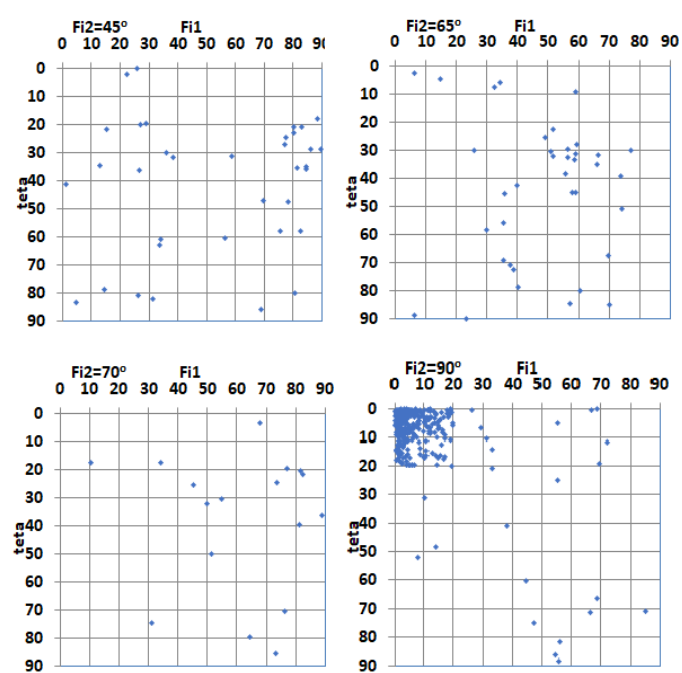
a

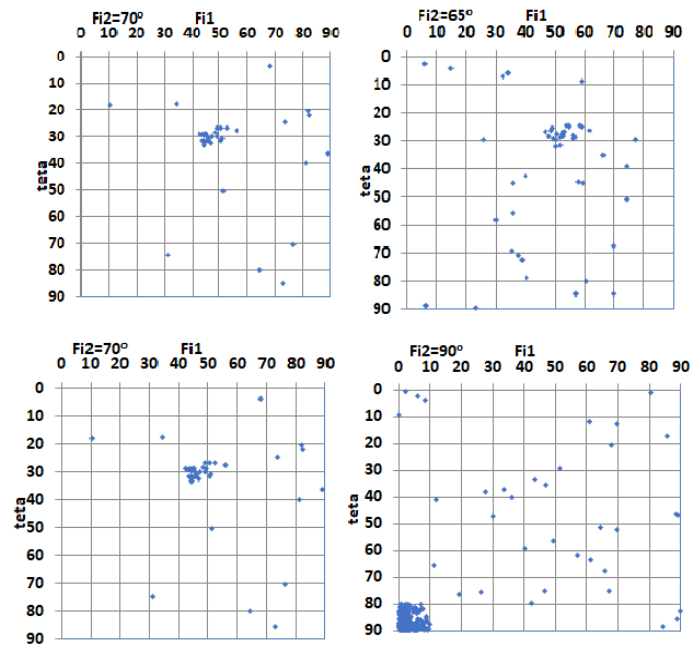


6

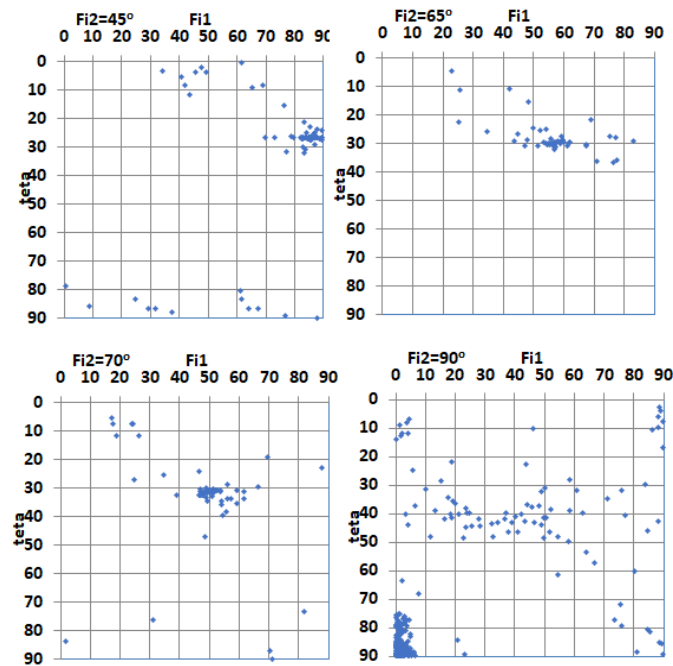


B

 Γ



Д

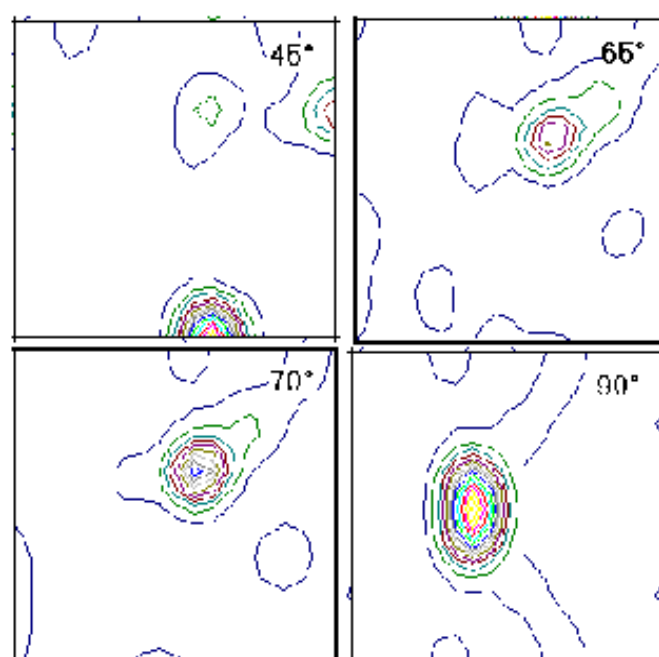


е

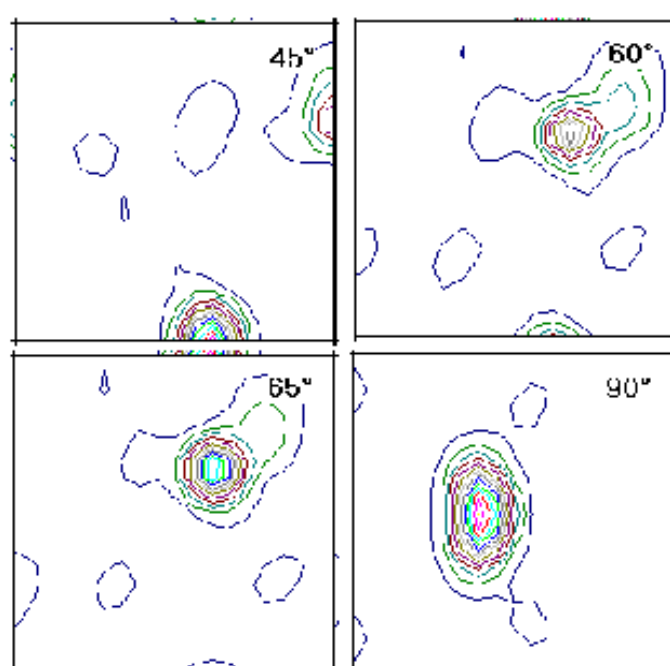
а – образец; г – модель. Перед вторым актом деформации: б – образец; д – модель.

После второго акта деформации: в – образец; е – модель

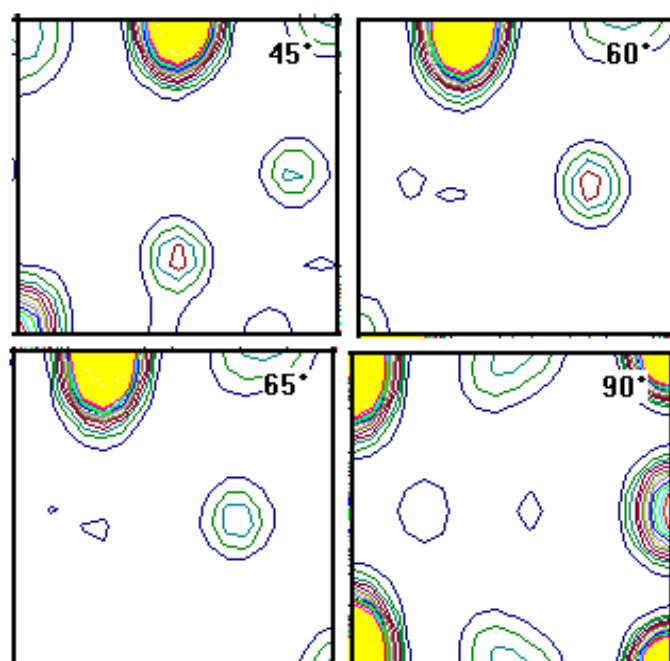
Рисунок 4.78 – Образцы и расчет для полосы из сплава 6016, прокатанной на малой скорости



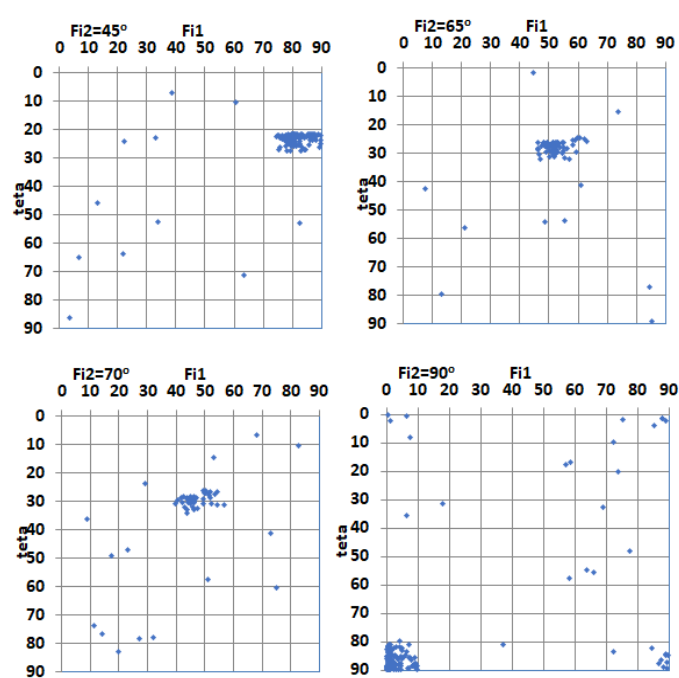
a

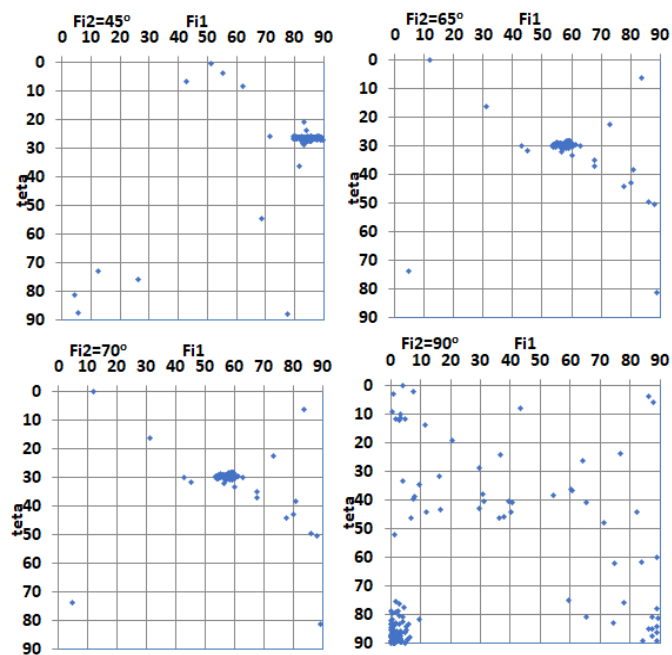


6

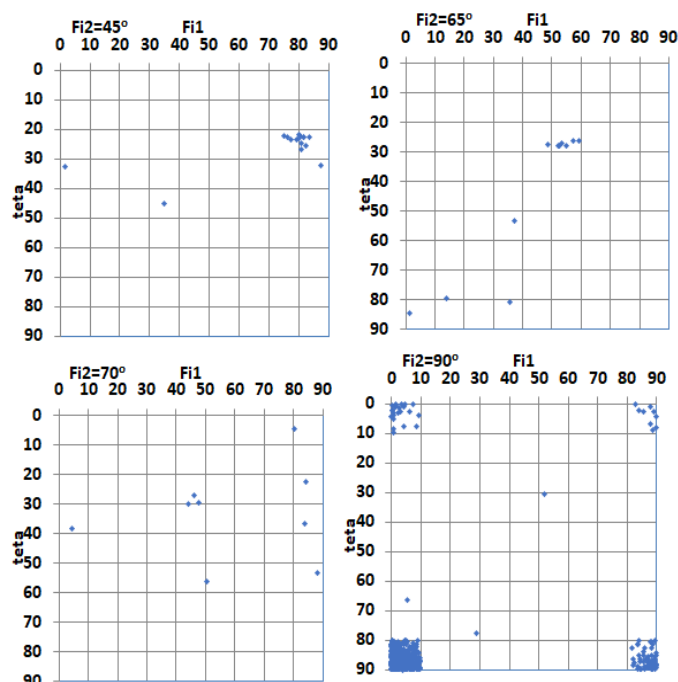


B

 Γ



Д



е

а – образец; г – модель. После последнего акта деформации: б – образец;

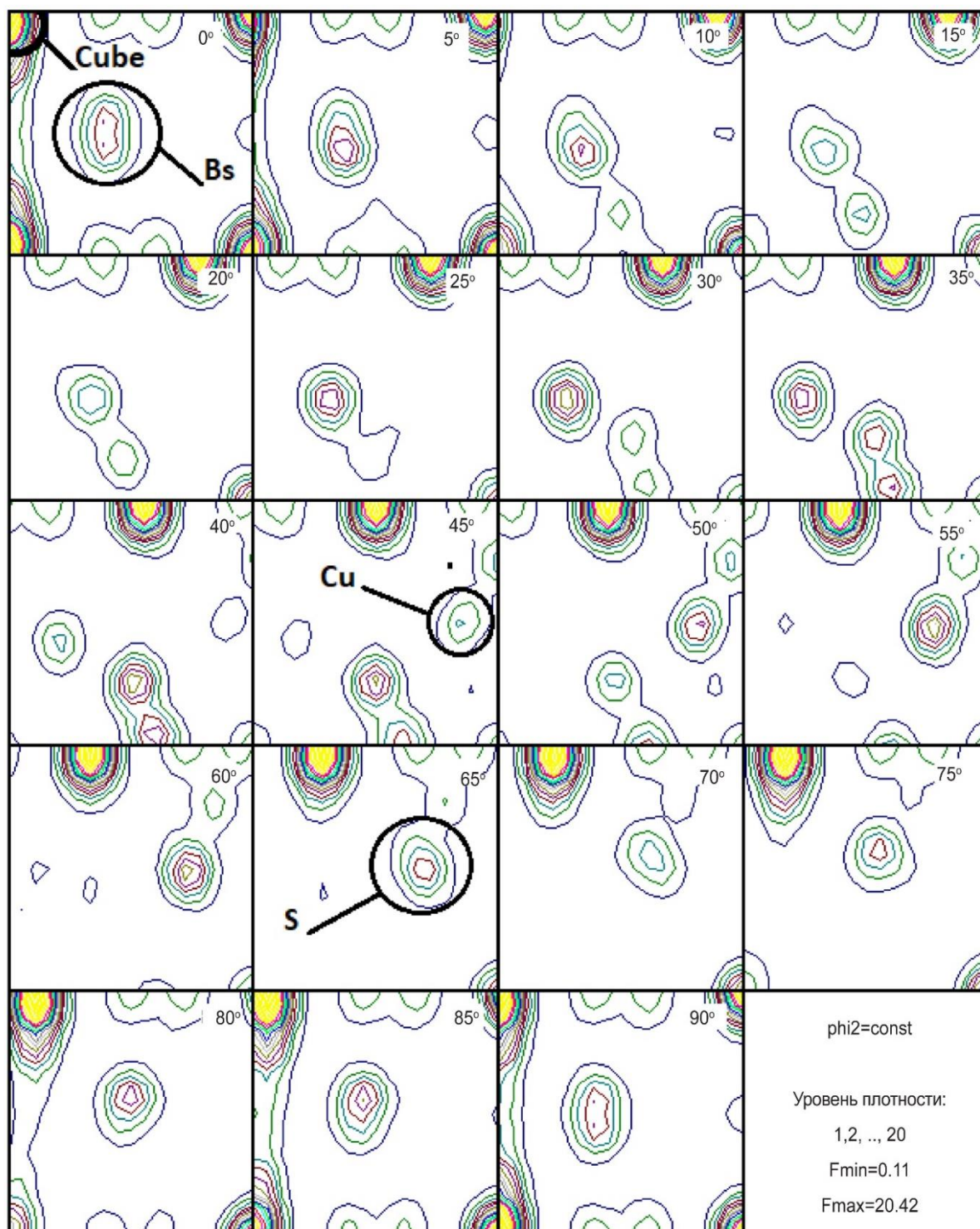
д – модель. После самоотжига: в – образец; е – модель

Рисунок 4.79 – Образцы и расчет для полосы сплава 6016, прокатанной на малой скорости. Обозначены перед последним актом деформации

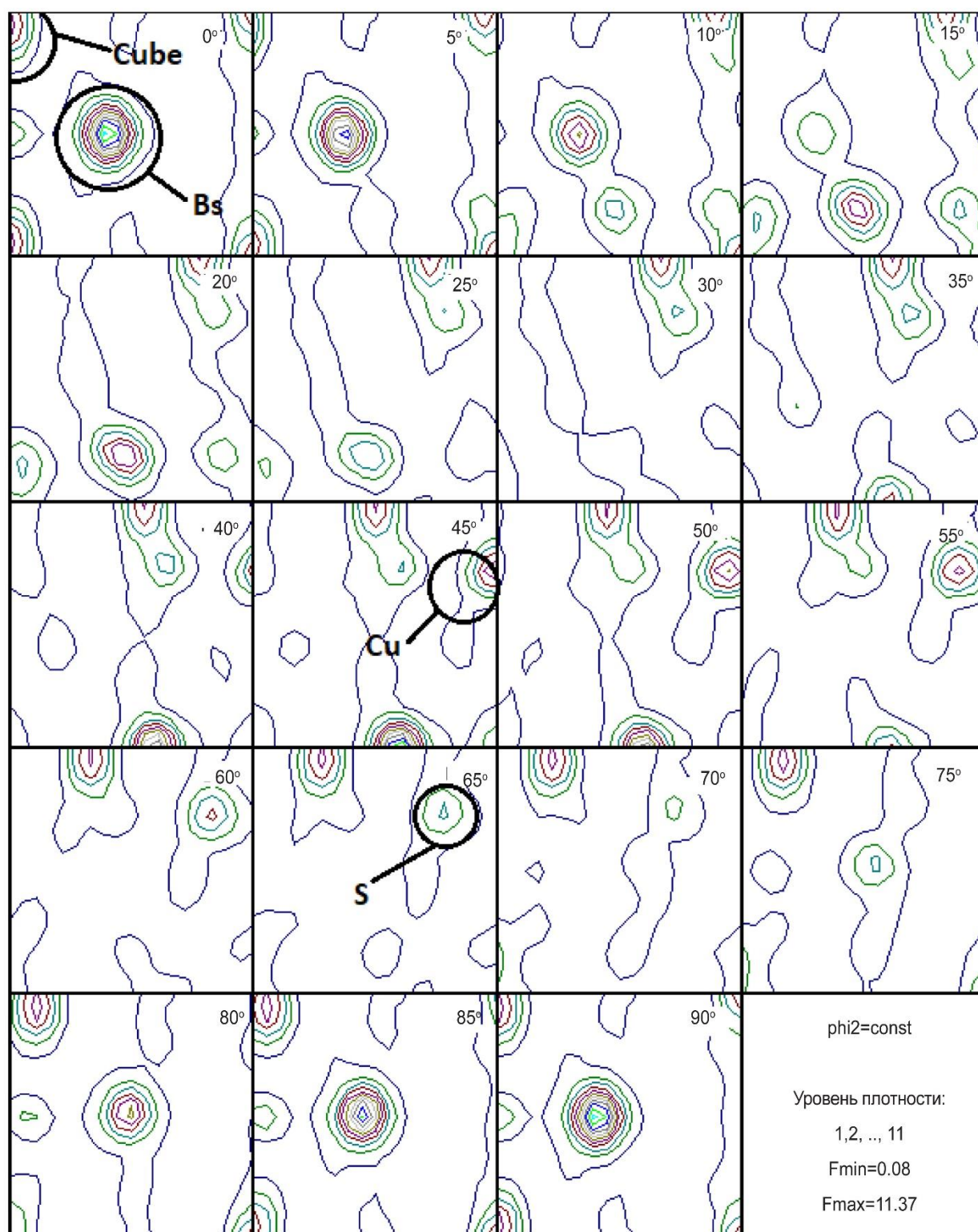
Таким образом, после прокатки в реверсивной клети наблюдается текстура, характерная для рекристаллизованного состояния [13, 65], состоящая из достаточно острой кубической текстуры, а также текстур деформации β -фибера. Из компонент текстуры деформации наиболее ярко представлена Vs-текстура, однако слабо выраженные ориентировки S и Cu тоже присутствуют. Наличие текстуры куба на данном этапе также говорит, что PSN-механизм рекристаллизации в данном сплаве задействуется очень слабо. В противном случае это вело бы к образованию большого количества бестекстурной составляющей, как, например, в сплавах серии 5XXX [74, 78, 81]. После выхода из четвертой клети интенсивность кубической ориентировки снижается, интенсивность же Vs и Cu, близких к ним компонент, значительно повышается, а S-ориентировка выражена по-прежнему очень неярко. Следует заметить, что текстура куба очень устойчива к деформации [256, 257] (хотя сама развиваться в ее ходе не может [258]), поэтому ее слабовыраженное присутствие на заключительных этапах прокатки вполне объяснимо. На следующем этапе деформации текстура куба полностью исчезает, а интенсивность текстур β -фибера усиливается, особенно развиваются S и близкие к ней текстурные компоненты. В целом закономерности развития текстуры в данном сплаве при его термомеханической обработке в условиях плоской деформации достаточно похожи на закономерности в сплавах 8011 и 3104 [69], за исключением того, что кубические текстуры в нем полностью исчезают после прокатки в пятой клети. Это можно объяснить тем, что в сплаве 6016 не происходит ее образования в междеформационных паузах.

Последующий самоотжиг несколько ослабляет интенсивность текстурных компонент β -фибера, особенно его S-компоненты, а кубическая текстура не образуется (рисунок 4.80). Отсутствие кубической текстуры после самоотжига связано с несколькими факторами. Во-первых, с отсутствием текстуры β -фибера на последнем шаге деформации. Как известно, полностью «избавиться» от зародышей текстуры куба невозможно, они остаются в виде кубических полос [3, 259], которые невозможно обнаружить методами рентгеноструктурного анализа. Такая текстура развивается затем с помощью механизмов

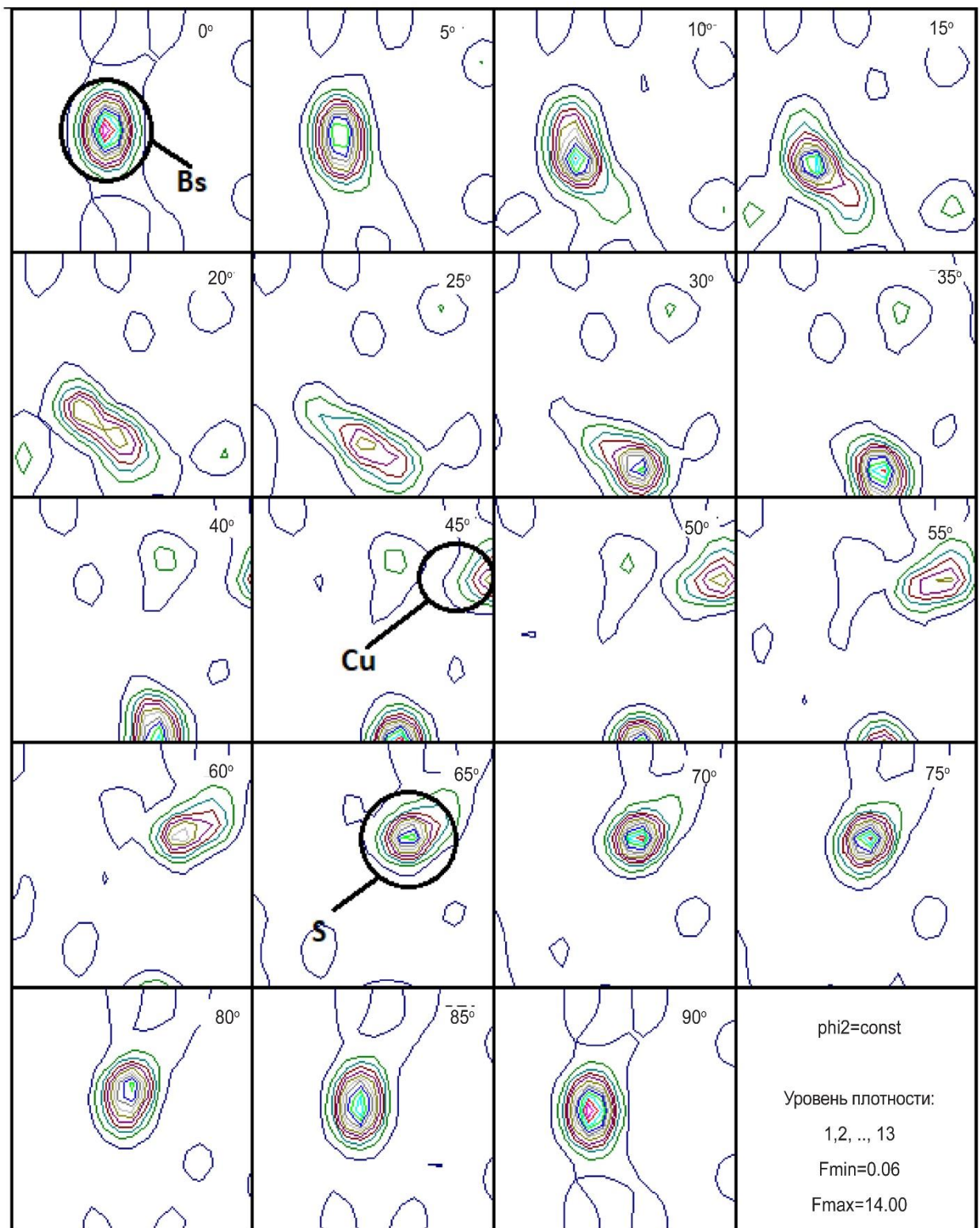
ориентированного зародышеобразования и ориентированного роста [3, 30]. Однако зерна с кубической ориентацией также, как правило, являются источником зародышей для развития данной текстурной компоненты [31, 260]. Поэтому уменьшение их количества всегда будет вести к снижению ее количества, образующегося при рекристаллизации.

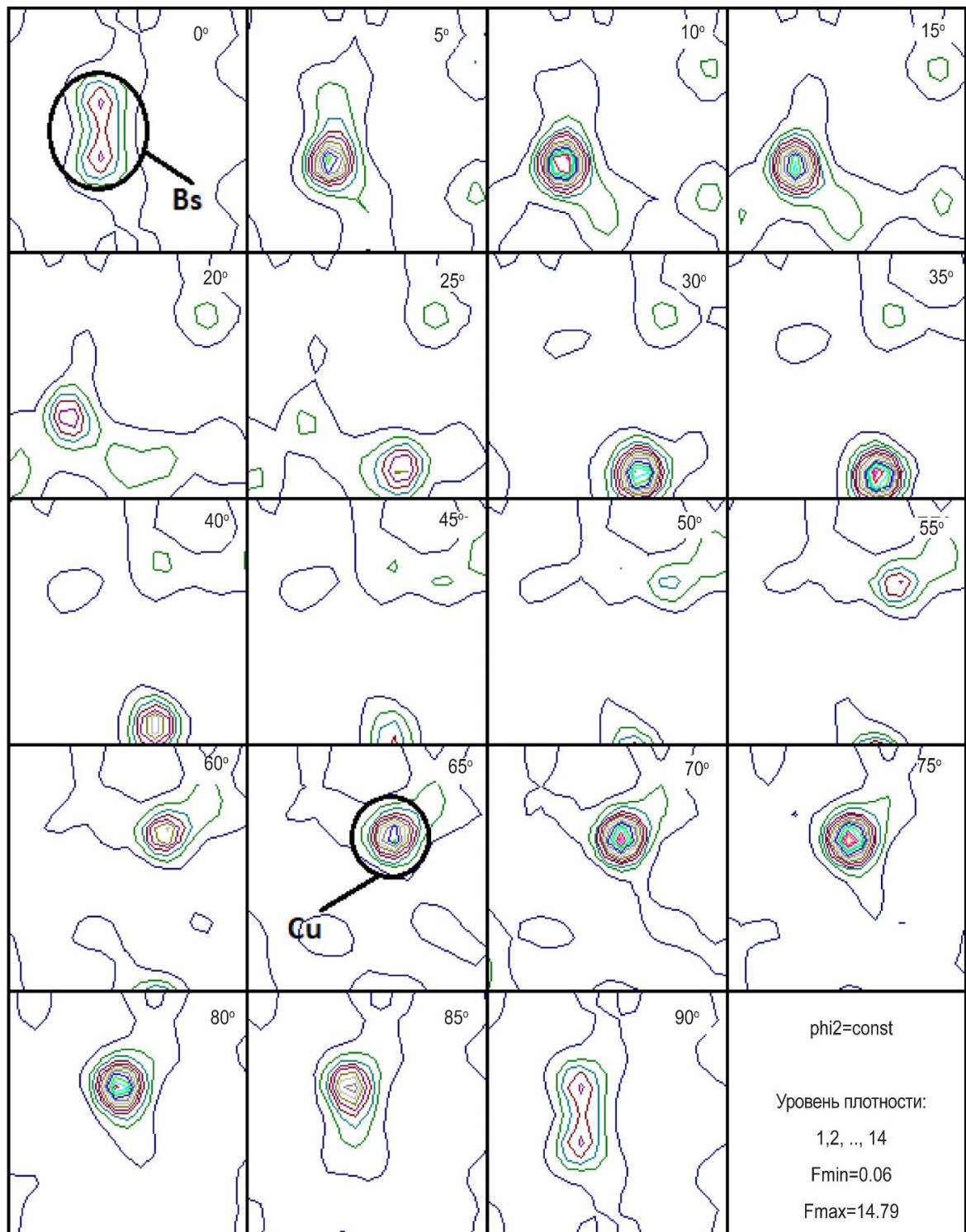


a



6





Г

а – перед началом термомеханической обработки
в непрерывной группе горячего стана; б – после четвертого акта деформации;
в – после пятого акта деформации; г – после самоотжига в рулоне

Рисунок 4.80 – ОДФ для центрального слоя листа
при термомеханической обработке сплава 6016

Что касается текстуры β -фибера, то ее зародыши по границам старых зерен (имеющих ту же ориентацию) будут перекристаллизовываться сами в себя [40, 42]. Кроме того, в сплаве 6016 практически отсутствуют мелкодисперсные частицы, обычно способствующие блокировке зародышей текстур β -фибера. Само по себе наличие паузы не оказывает такого сильного влияния на текстурную композицию, как в чистом алюминии и 3104. Это объясняется тем, что скорость рекристаллизации из-за наличия примесных элементов, уменьшающих процесс интенсивности возврата, достаточна для ее прохождения при самоотжиге при почти любой начальной температуре. С другой стороны, в данном сплаве все еще низка доля частиц второй фазы, поэтому PSN-механизм образования зародышей (очень чувствительный к изменению температуры) практически не задействован.

4.2.2.3 Формирование текстуры при термомеханической обработке сплавов системы Al-Fe на примере 8011

Для исследования сплава 8011 был проведен промышленный эксперимент по методике, приведенной в разделе 2.5, и проводилось его моделирование. В его ходе рассчитывалась доля металла, рекристаллизовавшегося во время междеформационной паузы [8, 19, 94]. Например, были произведены расчеты доли рекристаллизованного объема в межклетьевых промежутках. Расчет показывает, что существенный объем металла рекристаллизуется только после первого прохода, что объясняется быстрым снижением температуры термомеханической обработки у сплавов с низкими значениями сопротивления деформации, к которым относится в том числе 8011. Выделение тепла при пластической деформации, которое способствует поддержке температуры прокатки на заданном уровне, здесь незначительно. Кроме того, длительность паузы между проходами сокращается примерно в 1,5–2 раза на каждом последующем проходе. Некоторый вклад в подавление процесса рекристаллизации вносится мелкими, менее 1 мкм, выделениями фаз, содержащих железо и кремний, малорастворимые в алюминиевой матрице. В результате, в отличие от сплавов с высоким содержанием

магния, величина запасенной энергии для сплава 8011 в большей степени определяется величиной деформации и в меньшей степени – процессами разупрочнения во время междеформационных пауз. Доля рекристаллизованного объема главным образом определяется температурой скотки в рулон.

На рисунке 4.81 показаны рассчитанные с помощью моделирования зависимости доли рекристаллизованного объема и доли текстуры куба от температуры скотки в рулон. На этом же рисунке отображены скорости деформации, необходимые для получения той или иной температуры скотки. Видно, что пороговое значение температуры начала рекристаллизации составляет примерно 280 °С. При температурах скотки выше 310 °С рекристаллизация проходит в 100 % объема металла. После достижения температуры 310 °С доля текстуры куба растет незначительно.

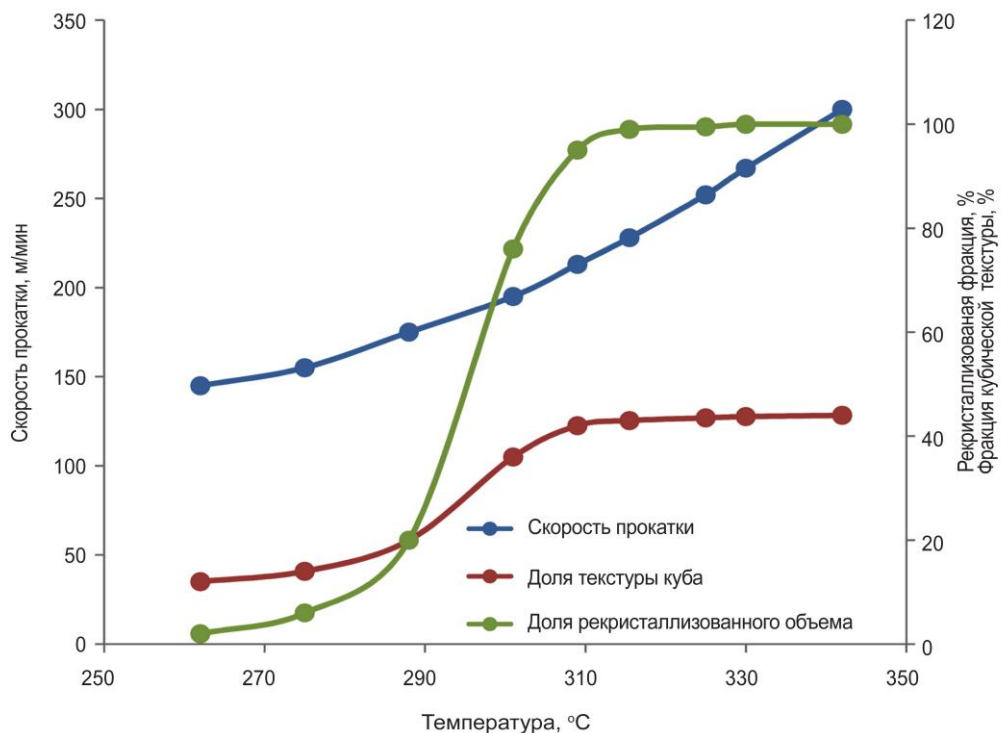


Рисунок 4.81 – Полученная с помощью моделирования зависимость доли рекристаллизованного объема и кубической текстуры от температуры скотки и скорость прокатки, необходимая для получения заданной температуры при термомеханической обработке сплава 8011 в условиях плоской деформации с толщины 60 мм на толщину 3,8 мм в 4 прохода на непрерывном горячем стане

Кроме того, моделировалось влияние окончательной толщины горячего проката в непрерывной группе клетей на долю текстуры куба (результат показан на рисунке 4.82). Суммарная истинная деформация в непрерывной группе клетей задавалась постоянной и равной 2,75, то есть при заданной окончательной толщине H_{EXIT} входная толщина подсчитывалась как $H_{ENTRY} = H_{EXIT} \cdot \exp(2,75)$.

При моделировании скорость прокатки подбиралась так, чтобы температура окончания прокатки была равна 320 °С, т.е. выше порога рекристаллизации, установленного по данным рисунка 4.82. При толщине полосы выше диапазона 3,5 мм ≤ H_{EXIT} 4,0 мм доля кубически ориентированного материала слишком высока. Это приводит к избыточному объему текстуры куба в холоднокатаной заготовке для штамповки. Напротив, при значениях толщины горячекатаной заготовки ниже указанного диапазона текстура куба резко снижается, вызывая чрезмерно высокие фестоны под углом 45° к направлению прокатки.

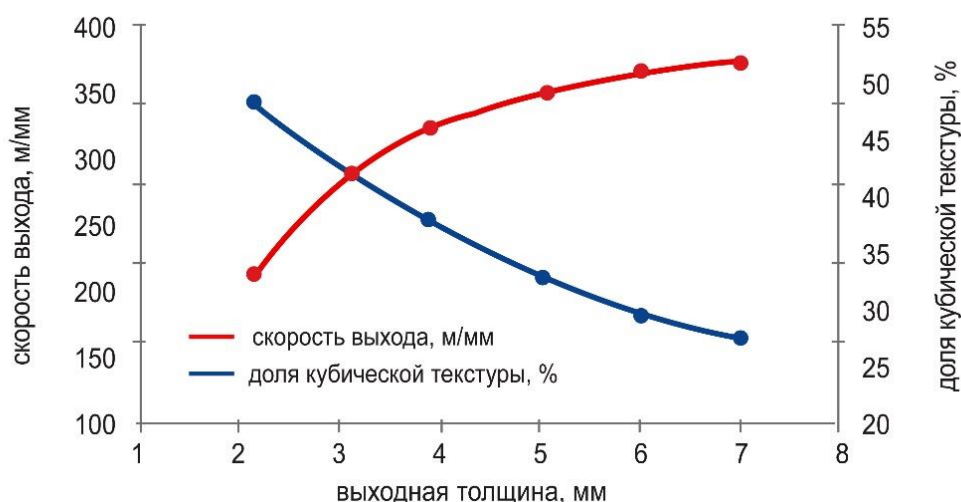


Рисунок 4.82 – Результат моделирования скорости прокатки, необходимой для прохождения рекристаллизации, и доля кубической текстуры в сплаве 8011 в зависимости от толщины при фиксированной величине суммарной деформации в непрерывной группе клетей

На следующем шаге моделировалось влияние величины обжатия на формирование текстуры куба. При этом значение выходной толщины задавали

фиксированным вблизи центра, определенного выше диапазона допустимых значений, $H_{EXIT} = 3,8$ мм, входная толщина варьировалась в диапазоне 40–90 мм, соответственно суммарная истинная деформация менялась в диапазоне 2,2–3,2. Результаты представлены на рисунке 4.83 – показана зависимость доли текстуры куба от суммарной деформации в непрерывной группе. При низких значениях суммарной деформации наблюдается слишком большая доля текстуры куба, что соответствует случаю получения фестонов под углом $0-180^\circ$ в заготовке под штамповку. Увеличение обжатия способствует снижению доли текстуры куба. Требуемое значение, 44–46 % кубической текстуры, определенное испытаниями холоднокатаного материала, достигается при величине суммарной деформации 2,6–2,8. Дальнейшее увеличение обжатий приводит к снижению доли текстуры куба в горячекатаном рулоне и, как следствие, к чрезмерно большим фестоном под углами $45-135-225-270^\circ$.

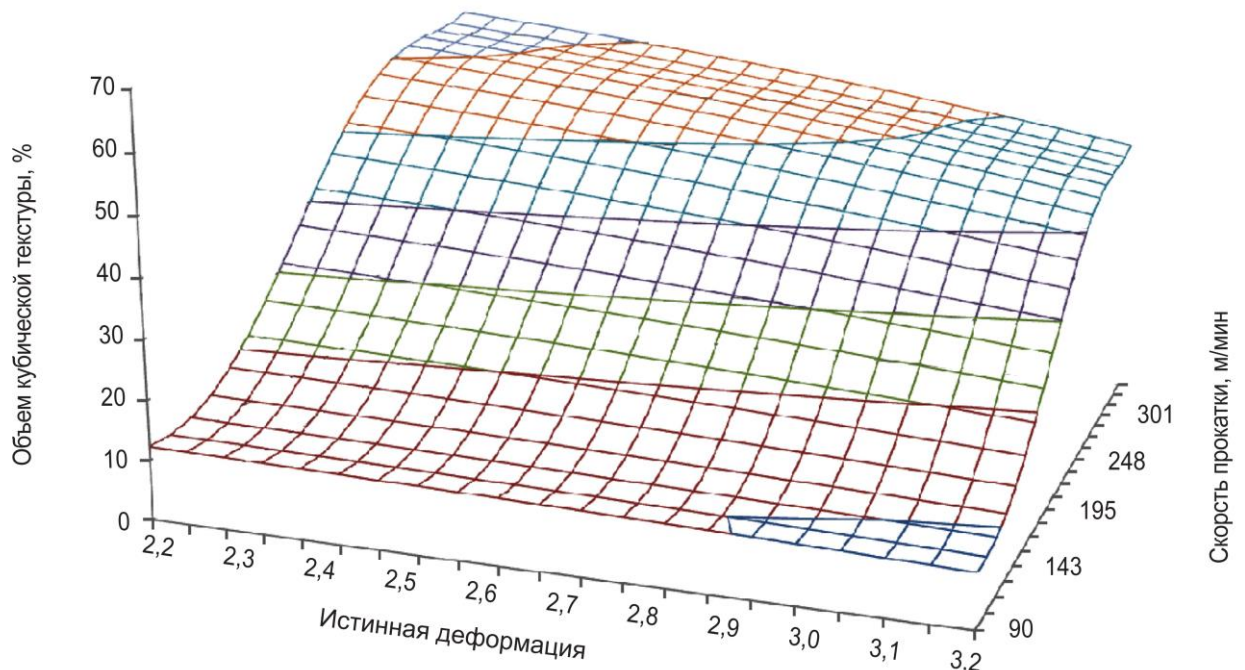


Рисунок 4.83 – Рассчитанная с помощью моделирования зависимость доли текстуры куба от скорости прокатки и накопленной деформации в сплаве

Проведенные расчеты позволили определить толщины и обжатия в непрерывной группе клеток, способствующие формированию заданной текстуры.

Кроме того, расчеты показали, что при фиксированных выходной толщине и суммарном обжатию доля текстуры куба в материале рулона определяется температурой окончания прокатки. В свою очередь, при фиксированном обжатию температура ее окончания определяется ее скоростью. На рисунке 4.83 *а* показана рассчитанная с помощью моделирования доля текстуры куба в рулоне в зависимости от скорости прокатки. Видно, что при малых скоростях прокатки, до 150 м/мин, доля текстуры куба находится на низком уровне. Это связано с тем, что температура рулона ниже критической, необходимой для прохождения рекристаллизации. В диапазоне 150–200 м/мин происходит резкий рост доли текстуры куба, а после достижения скорости 200 м/мин происходит медленное нарастание доли кубической текстуры. При превышении скорости прокатки значения в 290 м/мин возникает риск получения слишком большой доли текстуры куба.

Поэтому в качестве базового режима термомеханической обработки в условиях плоской деформации полос из сплава 8011 для изготовления колпачков принят прокат полосы толщиной 3,8 из подката 60 мм при скоростях прокатки в диапазоне 220–280 м/мин с последующей холодной прокаткой до толщины 220 мкм и стабилизирующим отжигом. Рекомендованный режим с учетом допусков и требований устойчивости процесса прокатки показан в таблице 4.10.

Таблица 4.10 – Рекомендованный для сплава 8011 режим прокатки

Входная температура, °C		Входная толщина		Выходная толщина		Выходная скорость		Истинная деформация		Температура окончания прокатки °C
min	max	min	max	min	max	min	max	min	max	
380	460	59	61	3,7	3,9	200	280	2,8	2,7	320

4.2.2.4 Формирование текстуры при термомеханической обработке сплава 3104

Сплав 3104 достаточно быстро рекристаллизуется, хотя скорость протекания данного процесса меньше, чем в сплавах группы 5XXX (за

исключением микролегирования последних переходными элементами). Поэтому кроме упомянутых в разделе 6 текстур трения в данном сплаве могут иметься определенные проблемы с формированием нежелательной анизотропии. В случае, если рекристаллизации почти не происходит, накапливается большое количество текстуры β -фибера, которая при самоотжиге переходит в острую текстуру куба. После этого при холодной прокатке бывает затруднительно сформировать текстуру β -фибера, способную скомпенсировать кубическую компоненту.

Ранние работы [61, 260] показали, что ключевым для управления текстурой и структурой в сплаве 3104 является первый акт деформации, в котором и происходит рекристаллизация. С помощью моделирования было рассчитано, как доля рекристаллизованного объема в первом акте влияет на формирование текстуры и структуры в процессе самоотжига (рисунок 4.84).

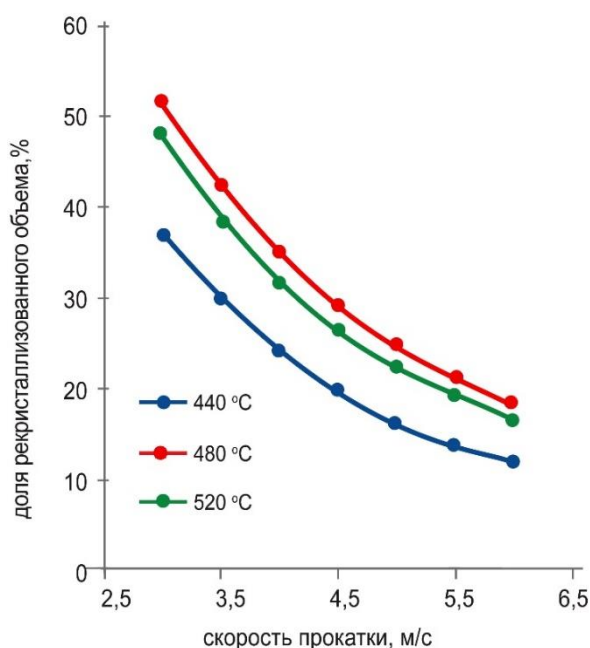


Рисунок 4.84 – Рассчитанная с помощью моделирования зависимость доли рекристаллизованного объема после первого прохода от скорости прокатки сплава 3104 и температуры перед непрерывной группой

Как видно из рисунка 4.84, при росте скорости прокатки доля рекристаллизованного объема уменьшается при любых температурах. В то же

время рост скорости прокатки всегда увеличивает значения параметра Зинера – Холломона, а следовательно, и долю рекристаллизованного объема. Это противоречие разрешается тем, что увеличение скорости прокатки не только увеличивает упомянутый выше параметр, но и снижает время междеформационных пауз. При этом вклад времени в долю рекристаллизованного объема намного менее значителен, чем скорости деформации. Таким образом, уменьшение времени междеформационных пауз (из-за роста скорости прокатки) резко уменьшает долю рекристаллизованного объема. Стоит отметить, что влияние температуры на объем рекристаллизованной структуры после самоотжига не так однозначно. При ее росте с 440 до 480 °С наблюдается увеличение доли рекристаллизованного объема. Однако дальнейший рост температуры приводит к незначительному снижению данного параметра. Это объясняется тем, что критический размер зародышей при увеличении температуры также растет. В результате количество частиц и субзерен, способных к нуклеации, сокращается.

Количество текстуры деформации перед самоотжигом напрямую влияет на количество кубической текстуры после этого процесса. Расчеты показали, что при росте скорости прокатки, а следовательно, сокращении времени междеформационных пауз и доли рекристаллизованного объема, количество текстуры β -фибера в 3104 начинает увеличиваться (рисунок 4.85). Это связано с тем, что ее потери в первой междеформационной паузе минимизируются. Увеличение температуры однозначно уменьшает долю текстур деформации. Это связано с тем, что при увеличении температуры в первую очередь уменьшается количество зародышей, способных к нуклеации.

На рисунке 4.86 представлена рассчитанная с помощью моделирования доля рекристаллизованного в ходе самоотжига объема в зависимости от скорости прокатки в первой клетки. Как видно из данного графика, при скорости прокатки меньше 5,5 м/с металл рекристаллизуется неполностью для любых температур начала плоской деформации. Температура начала прокатки будет напрямую влиять на температуру конца плоской деформации. Например, заготовка с начальной температурой 520 °С остывает до 350 °С.

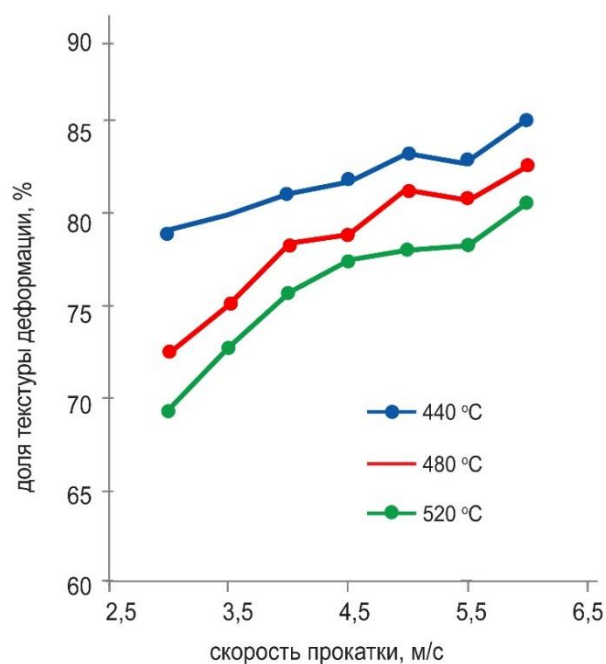


Рисунок 4.85 – Рассчитанная с помощью моделирования доля текстуры деформации в зависимости от скорости прокатки сплава 3104 и температуры перед непрерывной группой

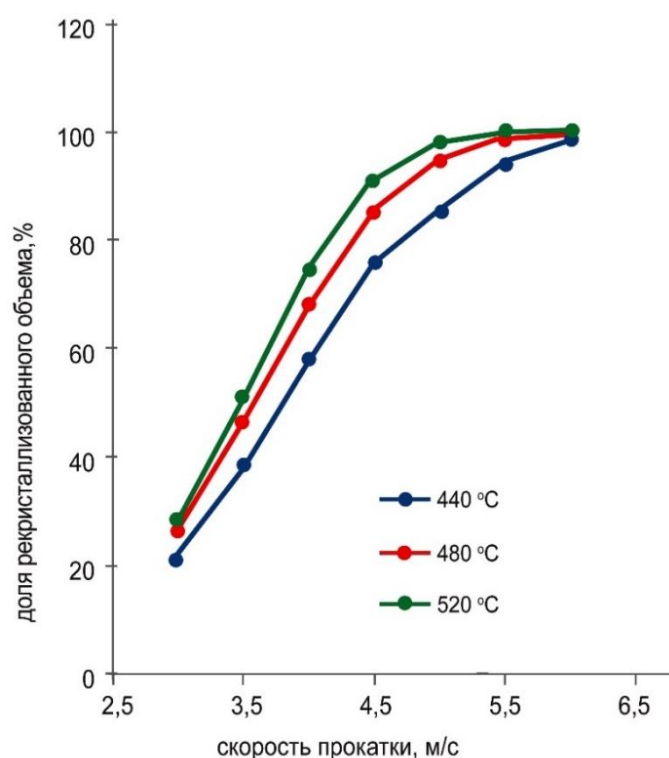


Рисунок 4.86 – Рассчитанная с помощью моделирования сплава 3104 доля рекристаллизованного объема в зависимости от скорости прокатки и температуры перед непрерывной группой

Как показали расчеты с помощью разработанной в главе 2 модели, скорость и температура в первом акте деформации непрерывной прокатки оказывают достаточно сложное влияние на текстуру куба (рисунок 4.87). Например, при температуре начала плоской деформации 480 °С с ростом скорости деформации количество данной текстурной составляющей увеличивается, однако по достижении значений 4,5 м/с вновь уменьшается. В то же время количество текстуры куба, образующейся при 480 °С, всегда больше, чем при температуре 520 °С, за исключением случая, когда скорость прокатки в первом акте деформации равна 5,5 м/с. Такое поведение текстуры куба объясняется тем, что из-за большого количества текстуры деформации в последнем акте деформации при самоотжиге активизируется большое количество ее зародышей.

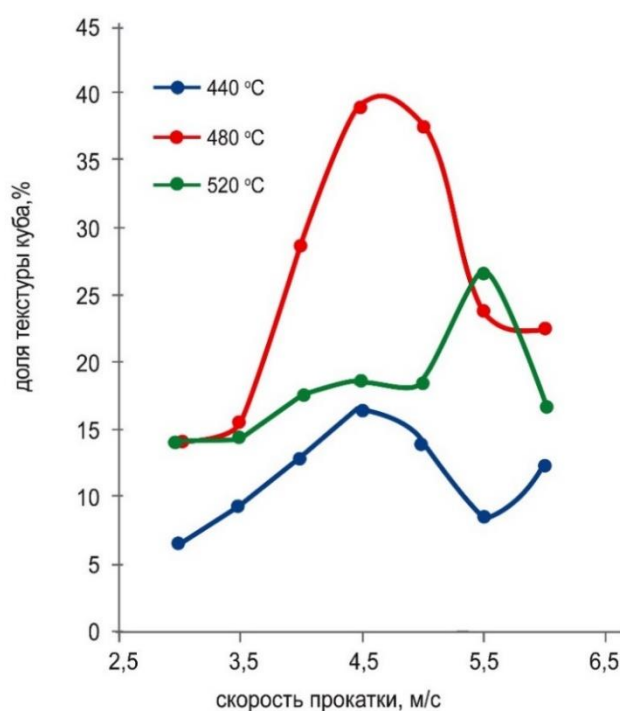


Рисунок 4.87 – Результаты расчетов доли текстуры куба в сплаве 3104 после самоотжига в зависимости от скорости прокатки и температуры перед непрерывной группой

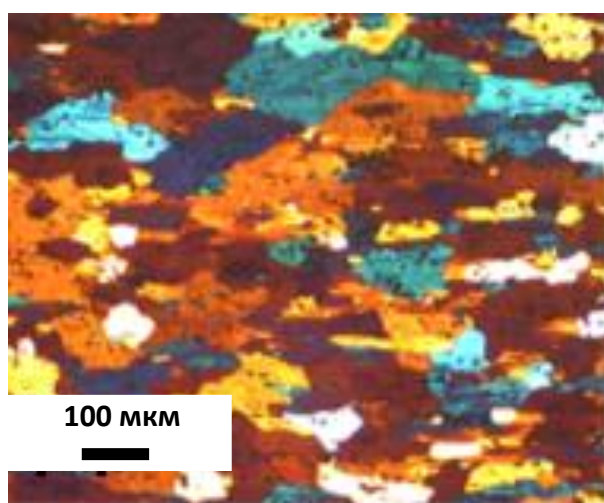
Для компенсации текстуры β -фибера, вновь образующейся при холодной прокатке, необходимо, чтобы после самоотжига было сформировано 30–40 % текстуры куба. Повышение ее количества до значения более 40 % может привести

к тому, что вновь возникающей текстуры β -фибера будет недостаточно для подавления фестонов под углами $0^\circ/90^\circ$ по механизму, характерному для сплава 8011 [19]. Из анализа приведенных выше данных видно, что наиболее подходящими являются скорости прокатки со скоростью деформации в первом проходе, равной $2,2 \text{ с}^{-1}$, и температурой проката $490\text{--}510^\circ\text{C}$. Для того чтобы проверить, к какому распределению текстур приводит данная схема, были проведены моделирование и экспериментальный прокат по схеме, представленной в таблице 4.11 и учитывающей данные выше рекомендации.

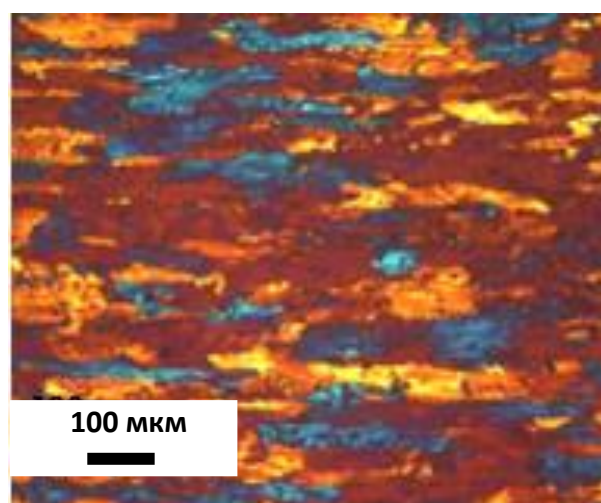
Таблица 4.11 – Рекомендованный режим проката для сплава 3104

3104					
Относительное обжатие, %	43	37	42	50	53
Скорость деформации, с^{-1}	2,1	4,14	9,52	26,7	80,8
Температура, $^\circ\text{C}$	490	–	–	–	330

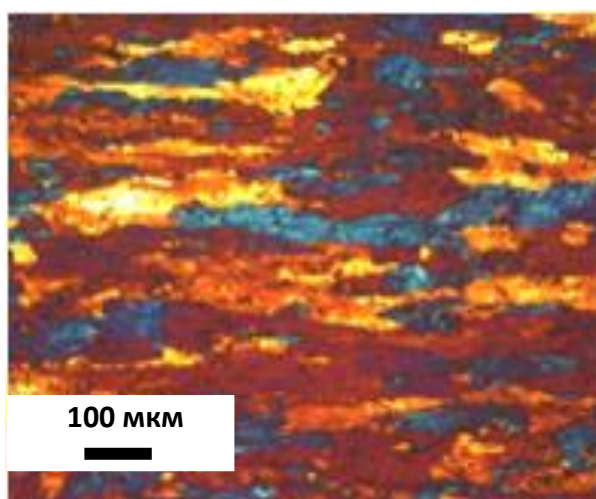
Анализ результатов исследования структуры также показывает, что при плоской горячей деформации сплава 3104 в непрерывном стане рекристаллизация происходит в первых двух актах деформации (рисунок 4.88), т.к. во время первых пауз зерна существенно меняют свою форму с вытянутой на равноосную. На рисунке 4.89 представлены экспериментальные результаты эволюции текстуры при термомеханической обработке сплава 3104 в условиях плоской деформации.



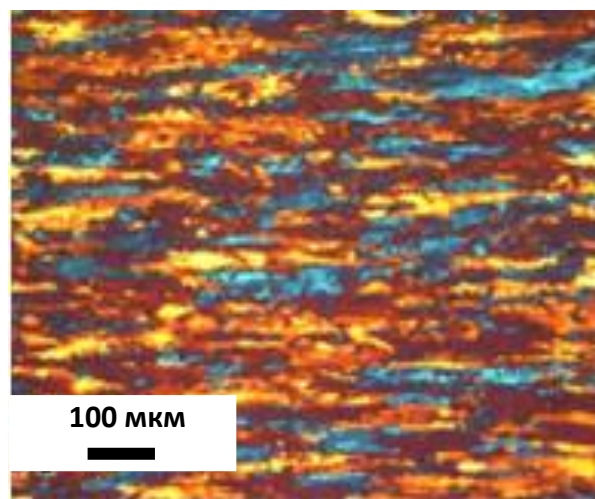
а



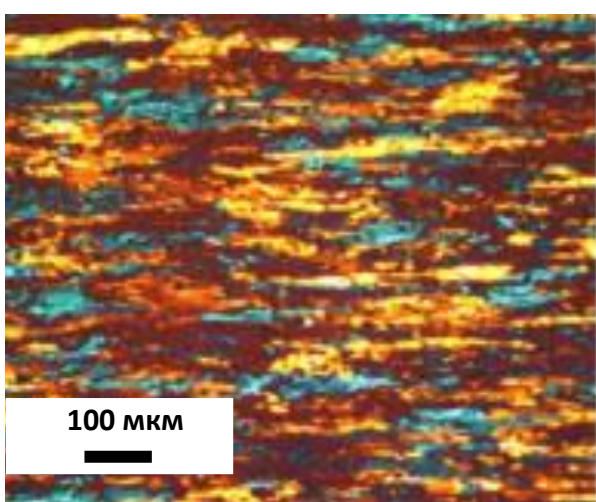
б



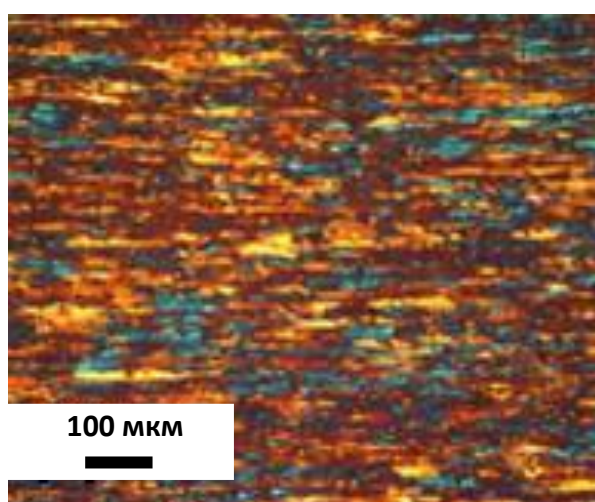
В



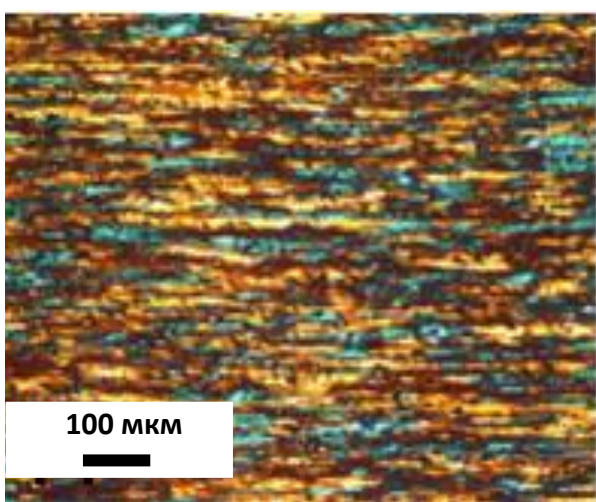
Г



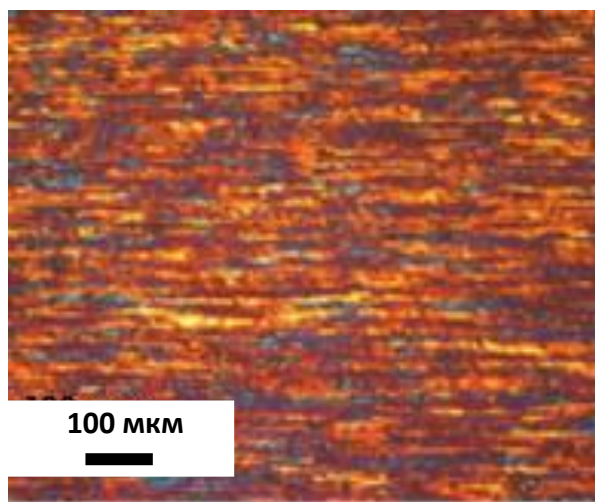
Д



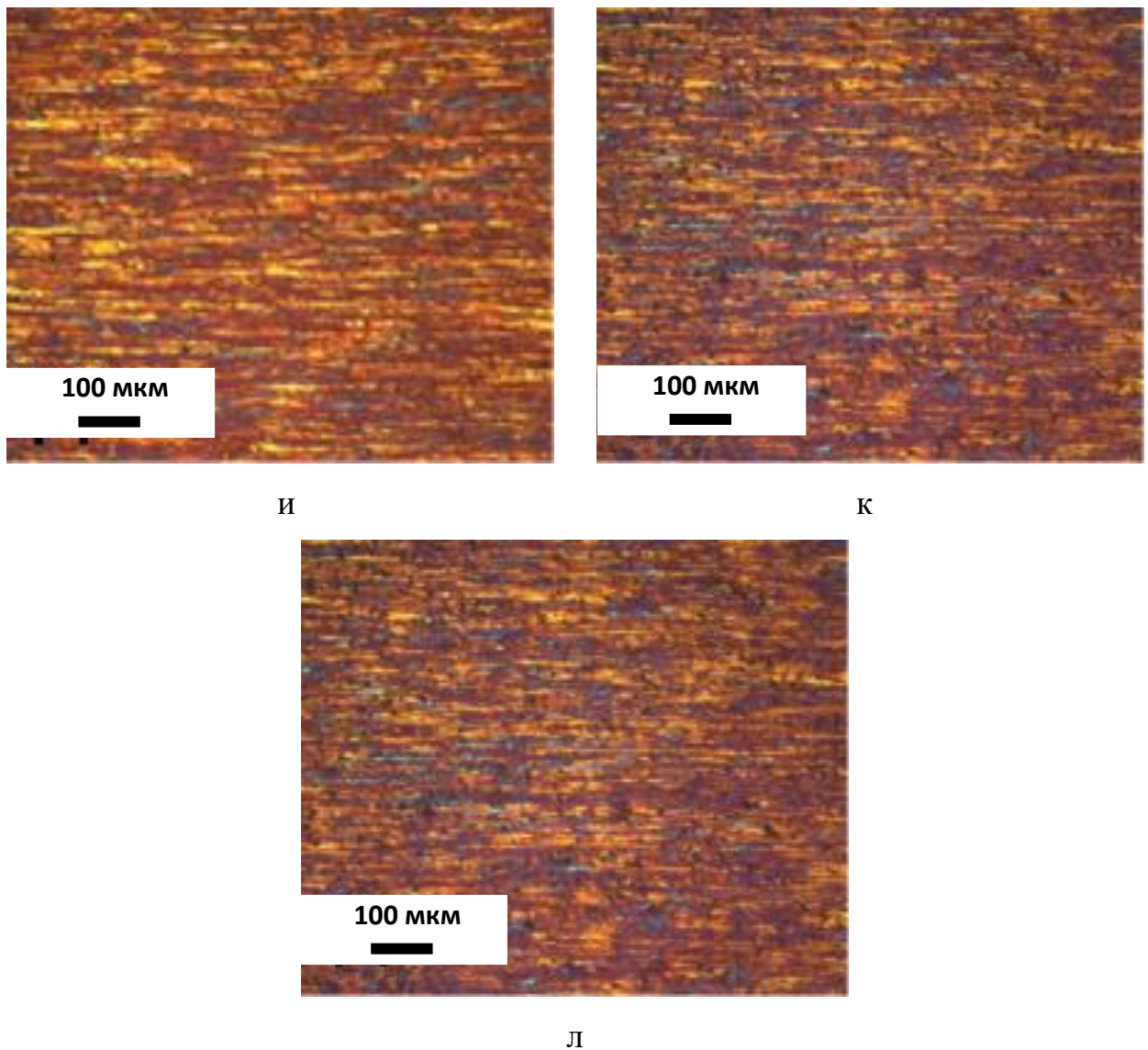
е



Ж



З

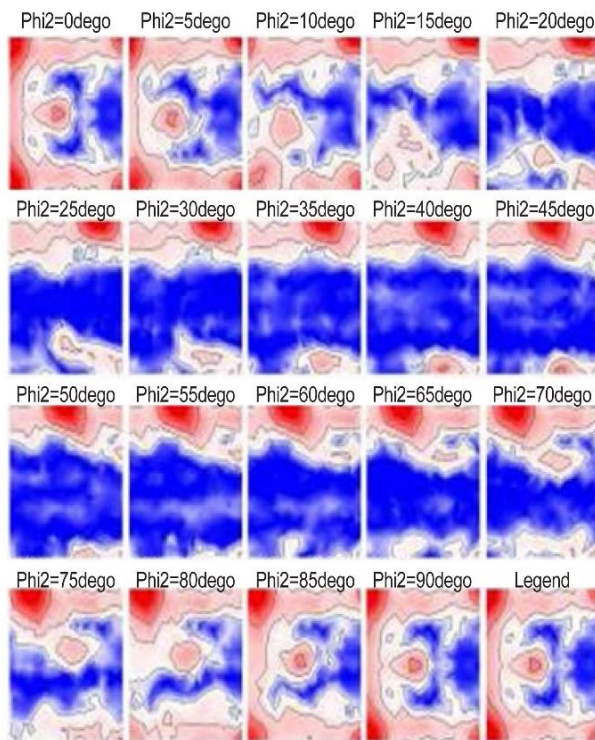


а – до первого акта деформации F1; б – после первого акта деформации;
 в – до второго акта деформации; г – после второго акта деформации;
 д – до третьего акта деформации; е – после третьего акта деформации;
 ж – до четвертого акта деформации; з – после четвертого акта деформации; и – до
 пятого акта деформации; к – после пятого акта деформации; л – после самоотжига

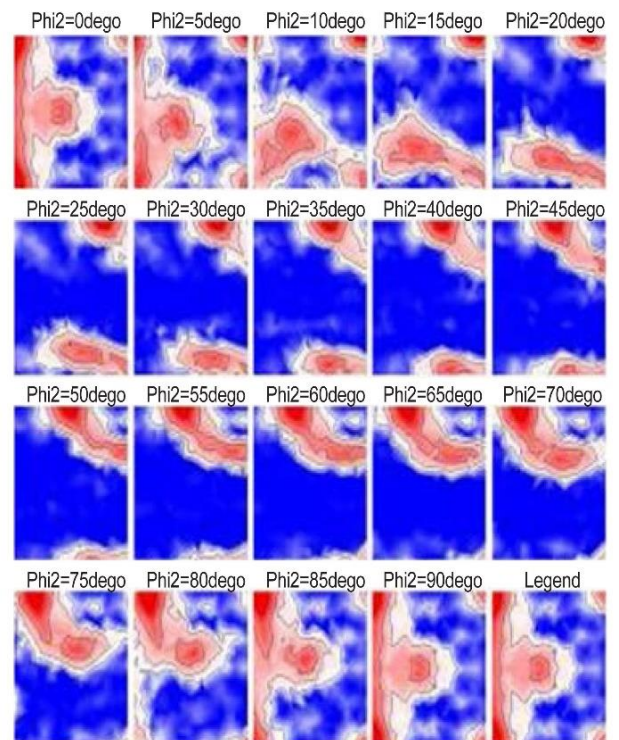
Рисунок 4.88 – Эволюция микроструктуры при термомеханической обработке
 сплава 3104 в условиях плоской деформации

В первой паузе между проходами наблюдается изменение текстурной композиции (рисунок 4.89). Объем компонентов текстуры β -фибера падает одновременно с ростом доли текстуры куба. Эти данные хорошо согласуются с результатами оптической микроскопии, которая также показывает наличие

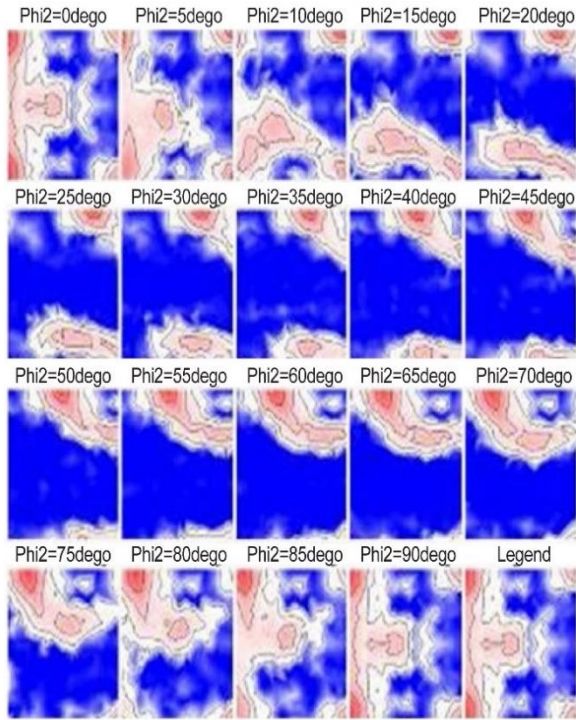
интенсивных процессов рекристаллизации. Изменение текстурной композиции в следующих паузах между актами деформации находится в пределах математической ошибки. Это означает, что основные компоненты рекристаллизуются без изменения кристаллографической ориентации (что характерно для первых межклетьевых промежутков) или вообще не рекристаллизуются (что характерно на заключительном этапе прокатки). Кинетика роста текстуры β -фибера во всех проходах стана горячей прокатки также хорошо согласуется с ранее опубликованными данными [37, 140, 142]. После самоотжига количество компонентов текстуры β -фибера уменьшается, хотя отдельные ее компоненты все еще присутствуют в металле. После самоотжига объем кубической ориентировки резко возрастает. Уровень случайной доли при самоотжиге остается стабильным. Это означает, что текстуры куба и деформации имеют больше возможностей для зарождения и роста, т.е. основной механизм зародышеобразования при данных температурно-скоростных параметрах основан не на субзернах, а на частицах второй фазы.



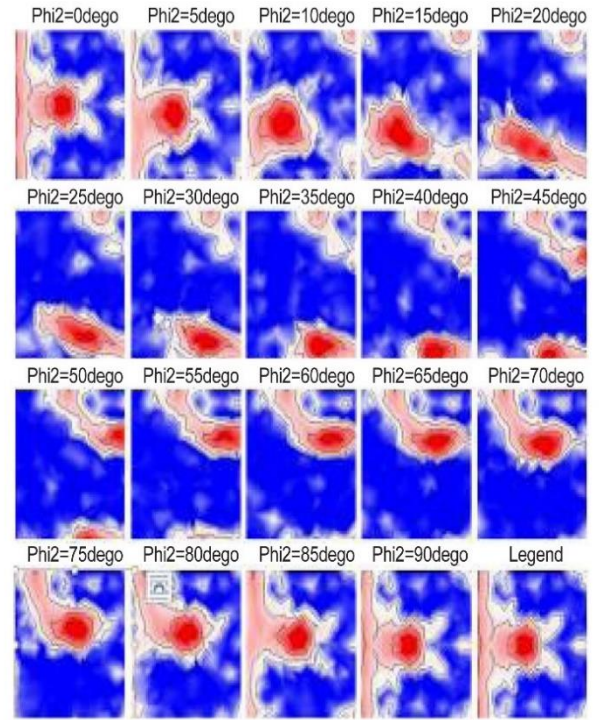
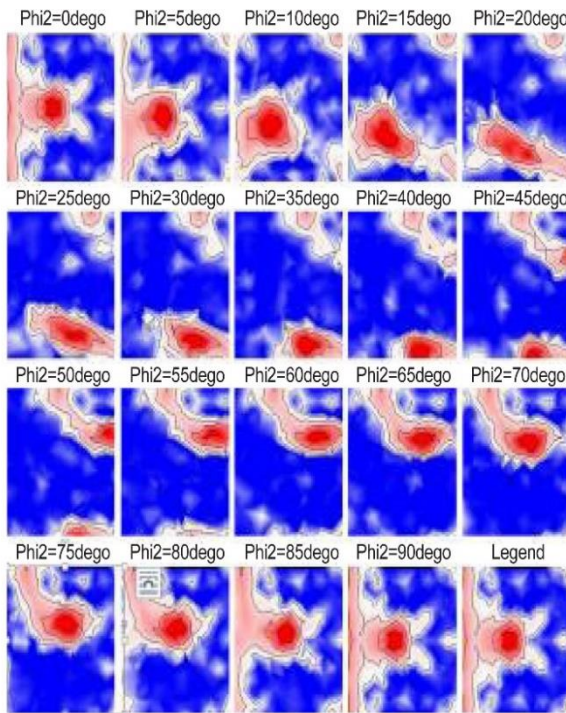
а



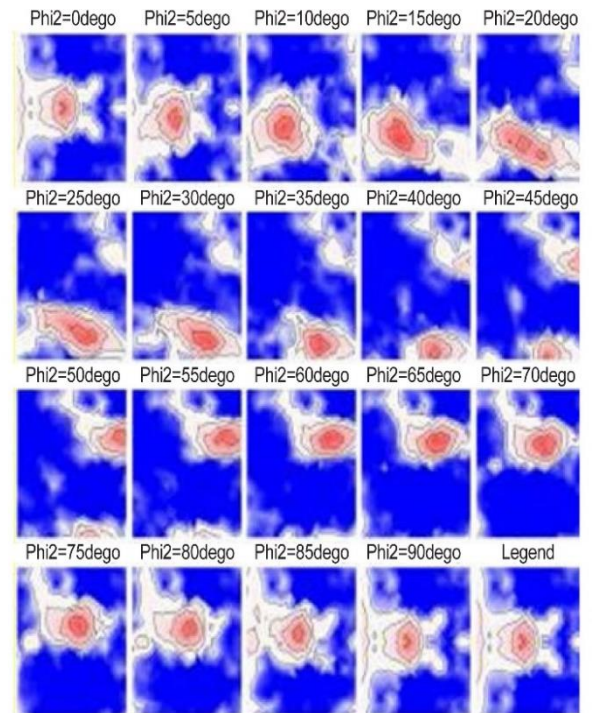
б



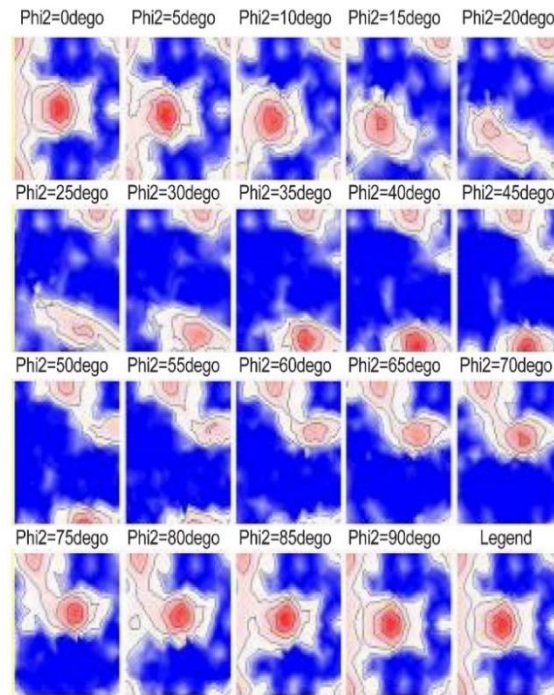
B

 Γ 

Д



e



ж

а – до первого акта деформации; б – после первого акта деформации;
 в – перед вторым актом деформации; г – перед третьим актом деформации;
 д – перед четвертым актом деформации;
 е – после пятого акта деформации; ж – после самоотжига

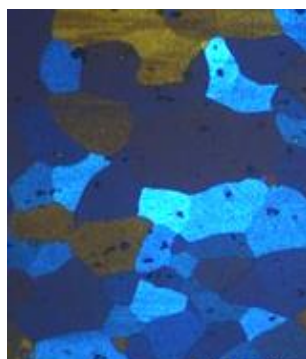
Рисунок 4.89 – ОДФ для центрального сечения листа из сплава 3104

Таким образом, термомеханическая обработка сплава 3104 в условиях плоской деформации с параметрами, указанными в таблице 4.11, позволяет получить необходимую текстурную композицию. Более подробно с результатами изучения эволюции текстуры при термомеханической обработке сплава 3104 в условиях плоской деформации в реальных промышленных системах можно ознакомиться в [8, 14, 94].

4.2.2.5 Формирование текстуры при термомеханической обработке сплавов серии 5XXX

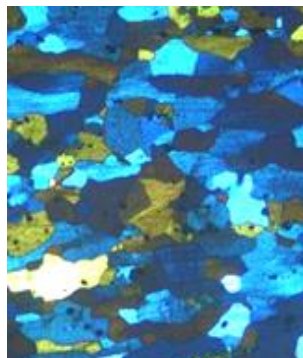
При плоской горячей деформации сплавов серии 5XXX в промышленных непрерывных станах основная проблема представляет собой получение

недостаточно остро сформированной кубической текстуры. Такая картина связана с двумя основными факторами. Во-первых, из-за того, что субзерна в данных сплавах имеют значительно меньший размер, чем частицы второй фазы, образование зародышей в большинстве случаев происходит на последних (даже если в сумме частиц второй фазы достаточно мало). Кроме того, из-за быстро протекающих в междеформационных паузах процессов рекристаллизации данные сплавы не успевают накопить достаточное количество текстуры β -фибера, необходимой для ориентированного роста кубической текстуры. Рассмотрим результаты промышленного эксперимента по изучению эволюции термомеханической обработки сплава 5182 в условиях плоской деформации с параметрами в непрерывной группе [14, 83, 168]. Изменение микроструктуры образцов по клетям стана горячей прокатки представлено на рисунке 4.90. Структура ленты после самоотжига показана на рисунке 4.91.



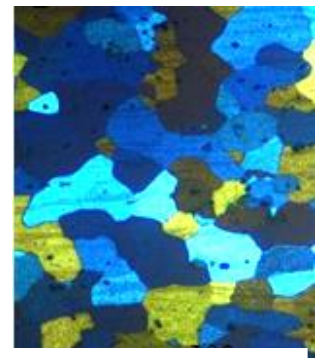
100 мкм

а



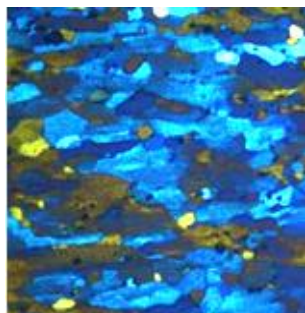
100 мкм

б



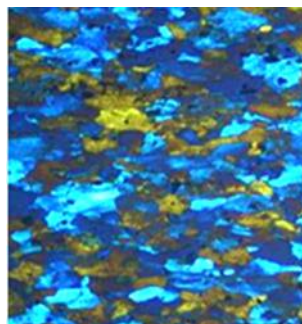
100 мкм

в



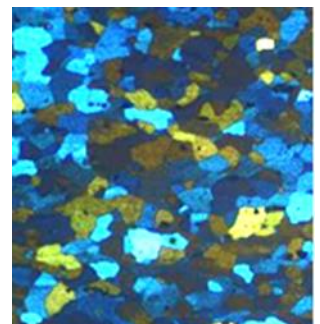
100 мкм

г



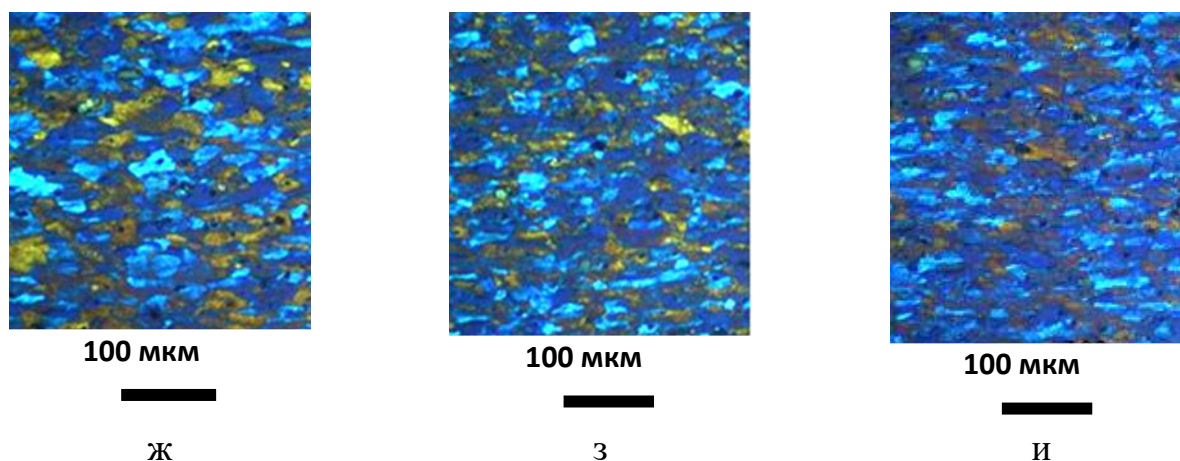
100 мкм

д



100 мкм

е



а – перед первым актом деформации;

б – после первого акта деформации; в – перед вторым актом деформации;

г – после второго акта деформации; д – после третьего акта деформации;

е – перед четвертым актом деформации; ж – после четвертого акта деформации;

з – перед пятым актом деформации; и – после пятого акта деформации

Рисунок 4.90 – Изменение микроструктуры ленты при термомеханической обработке сплава 5182 в условиях плоской деформации.

Поперечное сечение. Масштаб 200:1

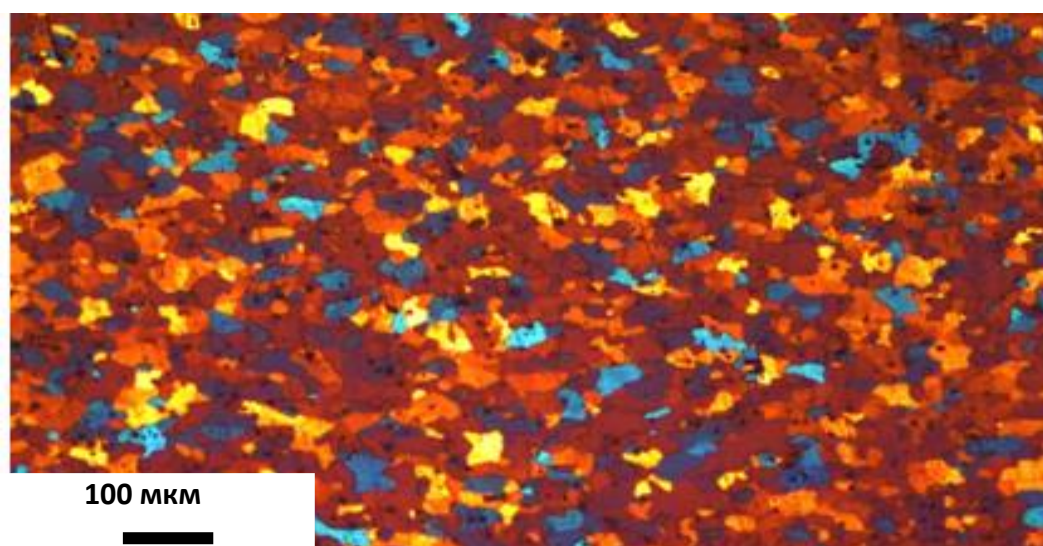


Рисунок 4.91 – Микроструктура ленты из сплава 5182 после горячей прокатки и медленного охлаждения. Поперечное сечение. Масштаб 100:1

Прямые полюсные фигуры, снятые на образцах после горячей и холодной прокатки, показаны на рисунке 4.92.

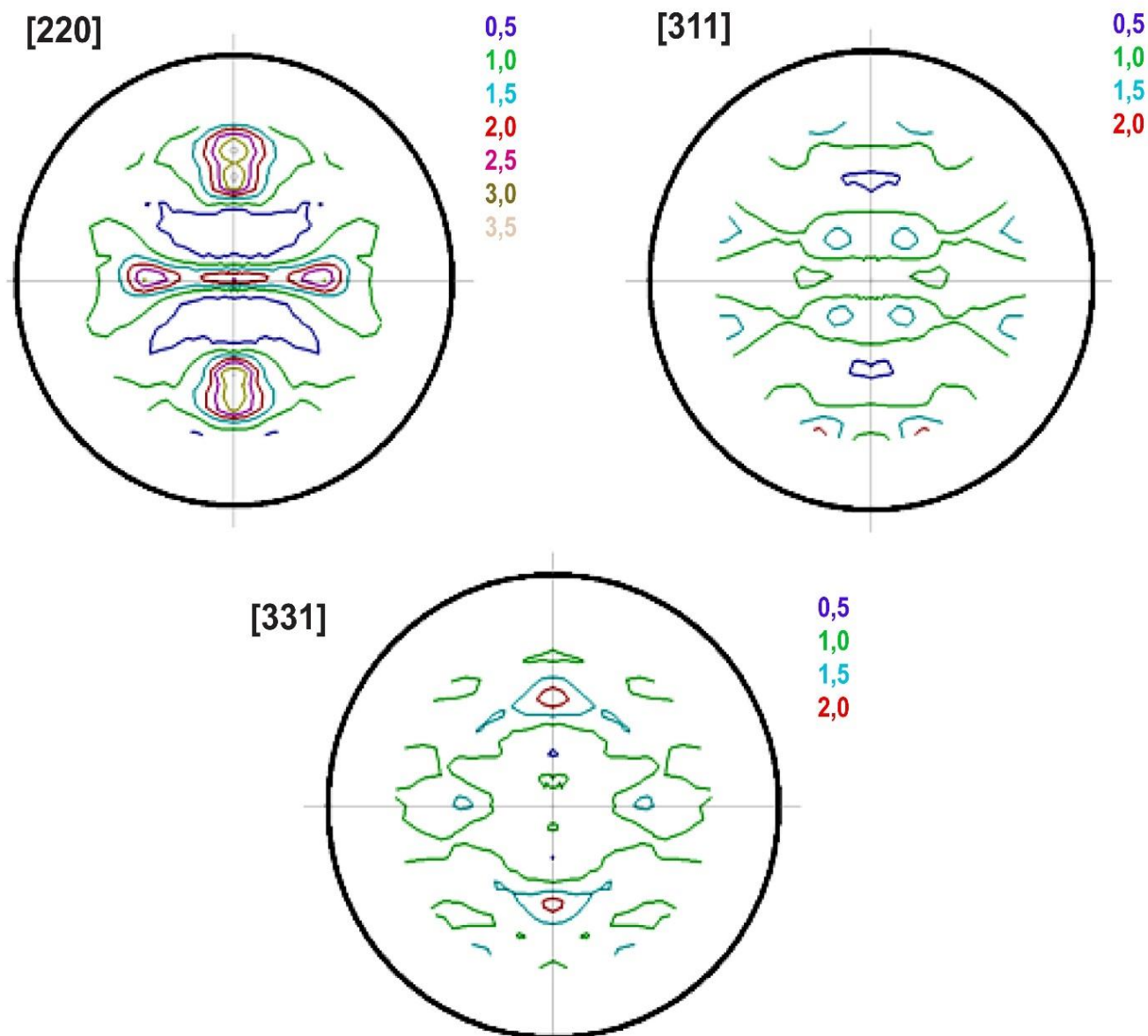


Рисунок 4.92 – Прямые полюсные фигуры ленты 5182
в горячекатаном состоянии (после самоотжига)

Перед входом в непрерывную группу раскат имеет полностью рекристаллизованную структуру (рисунок 4.90 а). Достаточно высокая степень деформации в первом акте вместе с высокой температурой металла создают достаточно накопленной энергии для активации процесса рекристаллизации.

Поэтому на выходе из данного акта мы видим рекристаллизованную структуру (рисунок 4.90 в). В ходе рекристаллизации в данной междеформационной паузе размер зерна заметно уменьшается. В следующих двух актах мы наблюдаем аналогичный процесс (рисунок 4.90 г – ж). С уменьшением толщины ленты в процессе плоской деформации увеличивается скорость ее движения между актами, а также снижается температура. В результате в последней междеформационной паузе металл не успевает рекристаллизироваться (рисунок 4.90 з – к), и на выходе из последней клетки мы видим полностью деформированную структуру.

Как следует из рисунка 4.96, сплав 5182 имеет очень высокую кинетику рекристаллизации: промежуток между 3-м и 4-м актом деформации лента проходит менее чем за 3 с^{-1} , и за это время процесс рекристаллизации успевает полностью завершиться. Деформированная структура сохраняется только в последней междеформационной паузе. Однако этой небольшой степени деформации (около 30 %) достаточно для активации процесса статической рекристаллизации при остывании рулона. Как результат, горячекатаная лента обладает равноосной мелкозернистой структурой (рисунок 4.91). Средняя величина зерна, определенная методом секущих в поперечном сечении в середине толщины ленты, составляет 25–26 мкм. В долевым сечении размер зерна – 22–23 мкм.

Анализ содержания основных компонент текстуры показывает, что в раскате перед непрерывной группой преобладают кубические ориентировки. После первого акта деформации формируются компоненты текстуры прокатки (Bs, S и Cu), а кубические ориентировки начинают разворачиваться в направлении прокатки (доля компоненты RD-cube заметно возрастает за счет снижения доли компонент Cube и ND-cube). В процессе рекристаллизации между 1-й и 2-м актом деформации (около 10 с) доля текстуры прокатки снижается более чем в 2 раза, а суммарная доля кубических ориентировок возрастает до 31 %. Повышается также и доля бестекстурной составляющей, что указывает на проявление

конкурирующих механизмов рекристаллизации – из текстуры деформации формируются не только кубические зерна, но и зерна случайной, хаотичной ориентировки, что, как сказано выше, указывает на PSN-механизм развития текстуры.

Моделирование термомеханической обработки в условиях плоской деформации сплава 5182 (Al-Mg) также показывает, что во 2-м и 3-м деформационном акте повторяются последовательные процессы упрочнения и рекристаллизации. Однако заметно, что уменьшение времени междеформационной паузы с 5,1 с до 2,7 с приводит к сохранению большей доли компонент прокатки (суммарная доля компонент Bs, S, Cu составляет 18,5 % перед третьим актом деформации и около 26 % перед клетью 4). После 4-го и 5-го акта деформации структура металла остается деформированной, но доля текстуры прокатки повышается незначительно, не превышая в целом 40 %. Это связано с тем, что обжатия в двух последних деформационных актах не столь значительны, как в первых трех. Кроме того, по достижении определенной доли текстуры прокатки (40 % в данном случае) заканчивается запас зерен с преимущественными к направлению действия деформации ориентировками, поэтому дальнейшее формирование текстур этого типа замедляется. В связи с этим очевидным способом увеличения количества текстуры прокатки является увеличение степени обжатия в последних актах деформации. В первых же актах степень деформации можно снизить, чтобы снизить запасенную энергию деформации, а следовательно, и скорость рекристаллизации.

Отметим, что доля текстуры деформации, сформировавшаяся по окончании горячей прокатки (39 %), хорошо согласуется с данными, полученными авторами [261] для сплава В95, что может говорить о меньшей склонности высоколегированных сплавов к формированию острой текстуры.

Из таблиц 4.12–4.13 видно, что не вся текстура проката в ходе самоотжига переходит в текстуру куба.

Таблица 4.12 – Изменение объемных долей основных ориентировок
в ленте сплава 5182 в процессе термомеханической обработки
в условиях плоской деформации

Компонента	Тип ориентировки	Углы Эйлера, (°)			Объемные доли основных ориентировок, %									
		φ1	Φ	φ2	перед F1	после F1	перед F2	после F2	перед F3	после F3	перед F4	после F4	перед F5	после F5
Cube	Рекристал.	0	0	0	15,45	8,32	13,91	7,31	12,07	7,77	12,05	7,01	3,76	3,31
RD_Cube	Рекристал.	0	23	0	0	9,81	6,55	9,17	10,62	8,04	10,97	8,01	7,35	7,3
ND_Cube	Рекристал.	45	0	0	10,36	0,06	10,43	0,59	10,24	3,28	0,05	3,35	2,61	1,81
Goss	Рекристал.	0	45	0	0	4,83	0	4,48	2,83	4,08	4,41	4,57	4,88	4,68
P	Рекристал.	70	45	0	0	1,35	0	3,61	0,9	3,91	1,3	3,41	3,72	1,89
Brass	Деформ.	21 5	45	90	2,26	5,96	2,53	5,78	3,96	5,79	4,96	6,75	7,63	6,78
S	Деформ.	59	37	63	5,83	22,45	7,68	24,67	12,22	25,32	17,39	25,72	30,38	29,26
Copper	Деформ.	90	27	45	3,63	3,56	1,85	4,35	2,3	3,87	3,48	2,11	2,27	2,59
Промежуточные	—	65	35	60	2,55	9,11	5,46	12,29	3,85	13,95	9,77	13,2	13,39	16,29
		80	30	50										
Бестекстурная составляющая		—			60,42	34,55	51,59	27,75	41,91	23,99	35,62	25,87	24,01	26,09

Таблица 4.13 – Текстура ленты сплава 5182 после самоотжига

Компонента	Тип ориентировки	Углы Эйлера (°)			Объемная доля, %
		φ ₁	Φ	φ ₂	
Cube	Рекристал.	0	0	0	19
Goss	Рекристал.	0	45	0	2
Bs	Деформ.	34	45	0	4
S ^{IV}	Деформ.	70	87	35	4
Промежу- точные	Деформ.	76	83	25	11
		51	28	35	
		43	80	25	
Бестекстурная составляющая		—			60

Доля текстуры проката составляет около 20 %, что значительно меньше, чем в горячекатаной ленте из сплава 3104 [10]. Это объясняется тем, что частицы текстуры куба значительно больше субзерен в сплавах Al-Mg. Как известно, чем выше температура конца термомеханической обработки, тем большие по размеру (а следовательно, реже встречающиеся) частицы требуются для начала формирования рекристаллизованных зерен [81, 262]. Таким образом, для увеличения доли кубических ориентировок после самоотжига необходимо повысить температуру выхода металла в последнем акте деформации. Кроме того, как показало моделирование, это сократит время междеформационных пауз и уменьшит потери текстуры β -фибера, что так же благоприятно скажется на доле кубических текстур (рисунок 4.93).

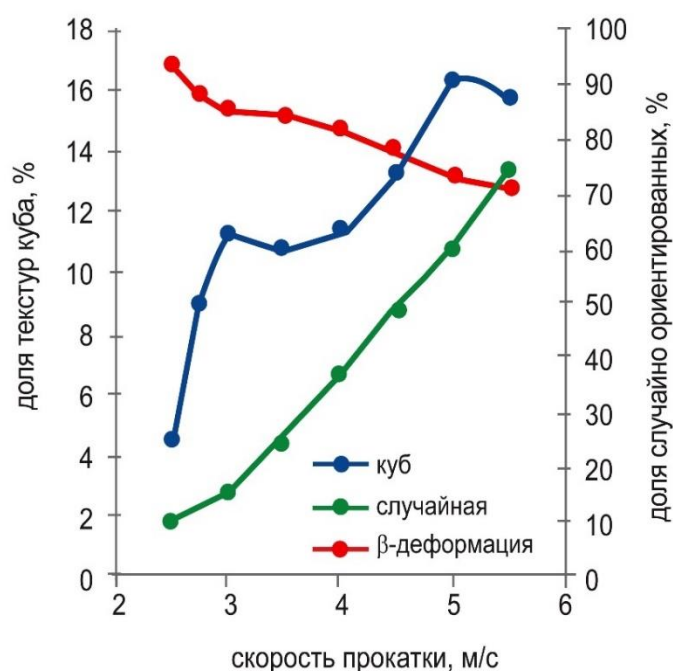


Рисунок 4.93 – Результаты моделирования текстурной композиции при плоской деформации полос толщиной 2,8 мм в непрерывной группе из подката 35 мм при начальной температуре 460 °С в зависимости от скорости прокатки в сплаве 5182

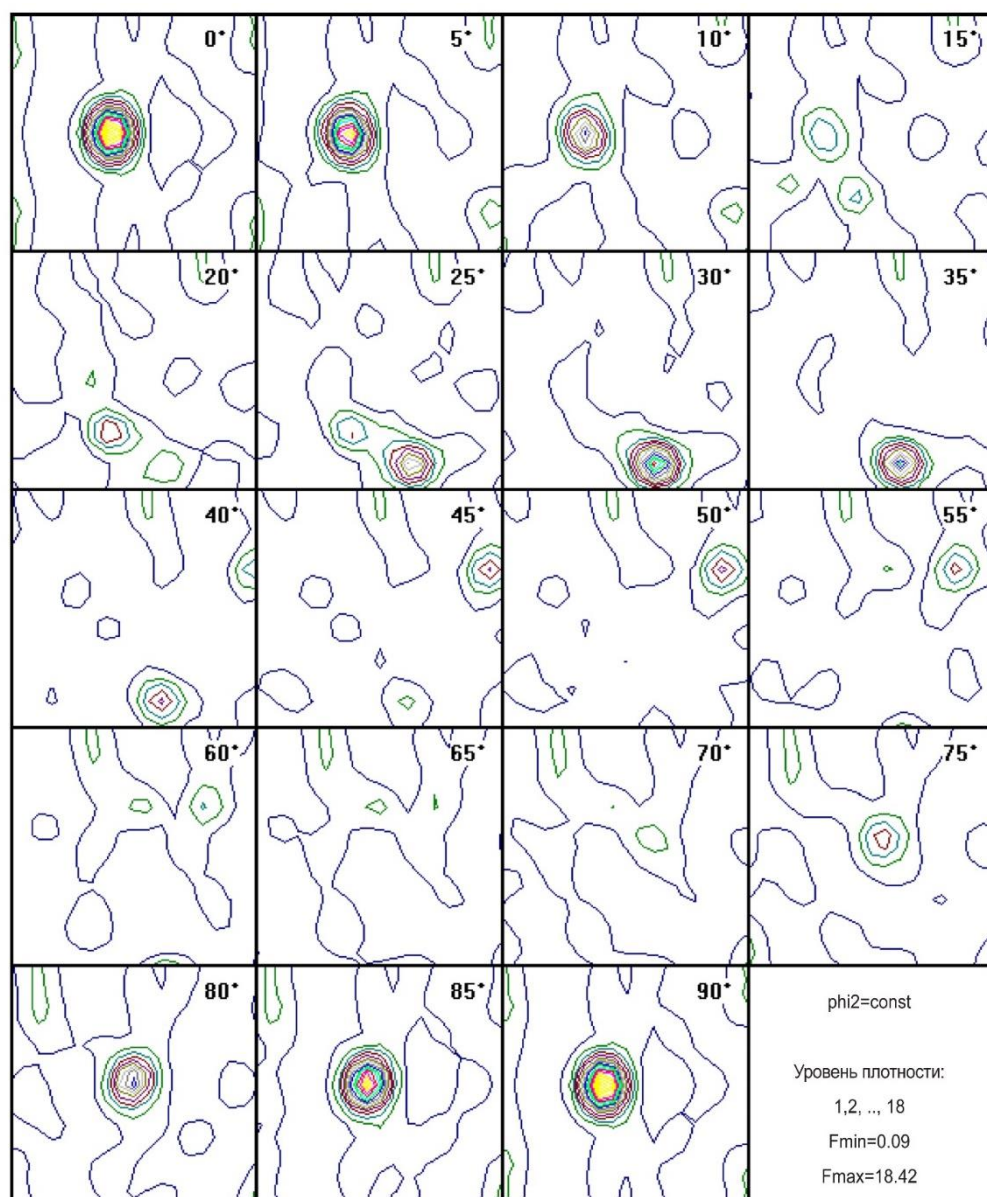
Зависимость имеет немонотонный характер; первый максимум доли текстур куба связан с тем, что при малых скоростях прокатки при рекристаллизации во

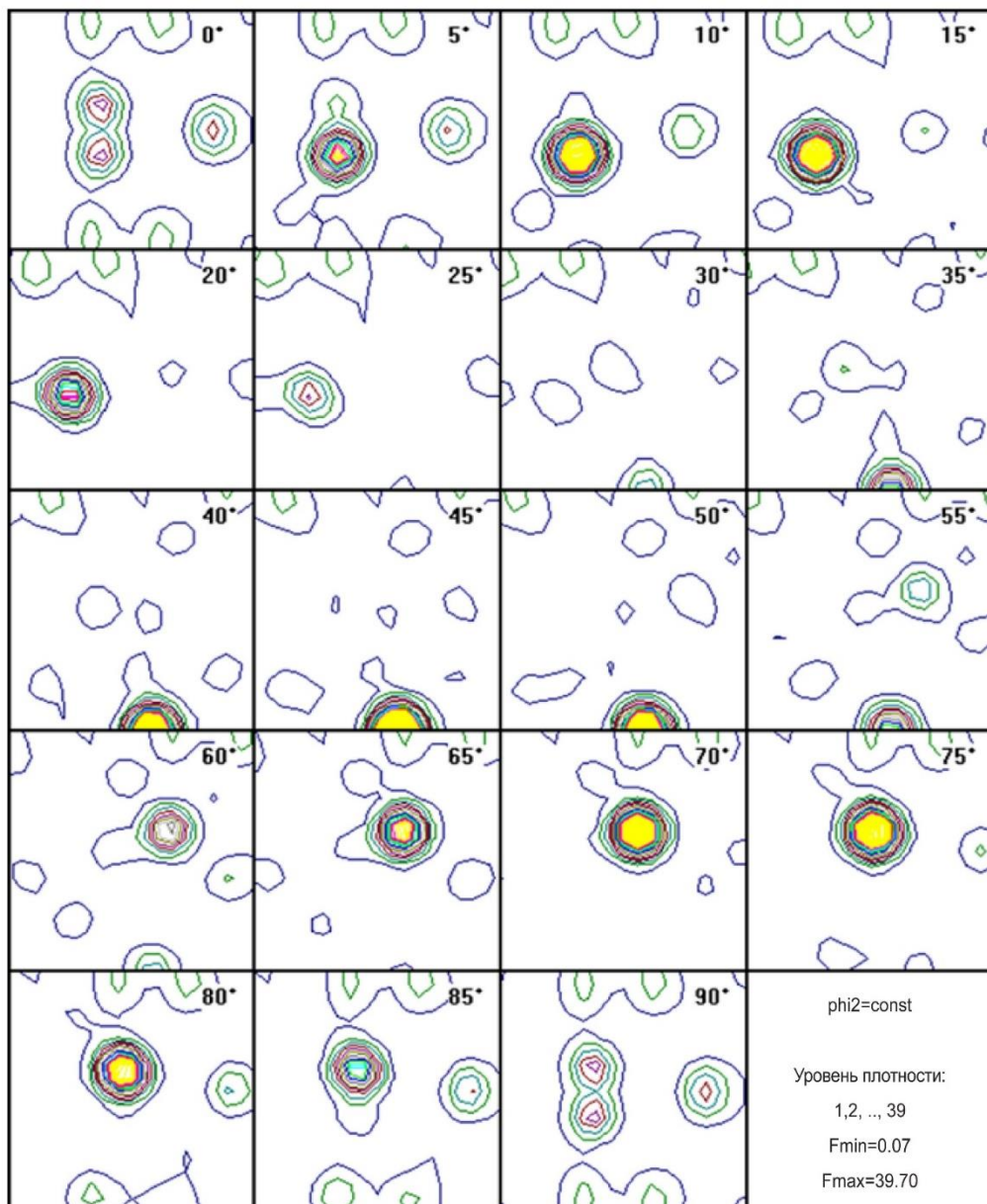
время пауз значительна доля зародышей PSN. Далее с ростом температуры рулона происходит рост текстуры куба до тех пор, пока снижение доли S не начинает приводить к потере преимущественного роста кубически ориентированных зародышей рекристаллизации.

В сплаве 1565ч содержание магния еще больше, чем в 5182, что неизбежно ведет к дополнительному измельчению субзерна. Кроме того, в данном сплаве из-за повышенного содержания Mn будет много как крупных первичных, так и мелкодисперсных вторичных частиц второй фазы (формированию которых также способствует повышенное содержание циркония). Крупные частицы будут способствовать активизации PSN-механизма, мелкодисперсные частицы будут блокировать рост более мелких зародышей текстур куба и β -фибера. Это дает возможность получать после самоотжига фактически изотропные свойства благодаря интенсивному росту бестекстурной составляющей. Промышленный эксперимент (рисунки 4.94–4.95) и моделирование также достаточно убедительно демонстрируют это [161].

Как видно из анализа данных ФРО, по мере деформации формируется устойчивая текстура прокатки (β -фибера), состоящая в основном из классической S-компоненты, а также небольшого количества текстур Cu меди и Bs латуни. Переход данных компонент в текстуры рекристаллизации в ходе междеформационных пауз, несмотря на достаточно продолжительное время их протекания, почти не происходит. Это сильно отличает данный сплав от 5182, в котором в ходе междеформационных пауз интенсивно образуются текстуры рекристаллизации [168]. Такое отличие может объясняться большим количеством дисперсоидных частиц, образующихся из-за наличия малорастворимого в алюминии циркония. Эти частицы могут существенно снижать скорость роста границ новых зерен. В то же время в ходе самоотжига текстуры деформации частично переходят в текстуры рекристаллизации, однако наиболее интенсивно из них образуется бестекстурная составляющая. Это также может объясняться повышенным содержанием марганца, а именно наличием интерметаллидных частиц с его содержанием, служащих зародышами для образования бестекстурной

составляющей [3]. Таким образом, можно сделать вывод, что сплав не склонен к образованию текстур рекристаллизации, однако доля бестекстурной составляющей на всех этапах прокатки достаточно велика. Следовательно, можно предположить, что горячекатаный лист будет обладать слабой анизотропией свойств, однако в случае последующей холодной прокатки в нем будет развиваться острая текстура деформации, которая почти не будет компенсироваться кубическими компонентами, что может привести к резкому росту анизотропии.





б

а – перед первым актом деформации; б – после последнего акта деформации

Рисунок 4.94 – ФРО для срединного сечения листа сплава 1565ч

На рисунке 4.102 показана полученная в ходе моделирования зависимость доли рекристаллизованного объема, доли куба и случайной ориентировки (PSN) от параметра Зинера для сплава 1565. Отметим, что при прокатке на параметр Зинера превалирующее влияние оказывает температура.

Как видно из рисунка 4.96, текстура β не образуется вообще, т.к. размеры ее зародышей слишком малы и их развитие подавляется мелкодисперсными

частицами. Доля текстуры куба очень небольшая. Таким образом, сплав 1565ч представляет собой материал, в котором можно получать почти изотропные свойства, просто регулируя температуру отжига или самоотжига. Данная картина основана на PNS-механизме; единственной проблемой представляется недостаточная для прохождения рекристаллизации температура, что и показано на рисунке 4.96. Текстура данного сплава является очень чувствительной к температуре начала плоской горячей деформации, во многом определяющей температуру самоотжига, т.к. в этом случае могут оставаться некристаллизованные текстуры β -фибера, что будет мешать получению изотропной текстуры. Отметим, что основными продуктами этого сплава являются автомобильный лист и обшивка для криогенных контейнеров, производство которых предполагает горячую и холодную прокатки и следующий после нее рекристаллизационный отжиг.

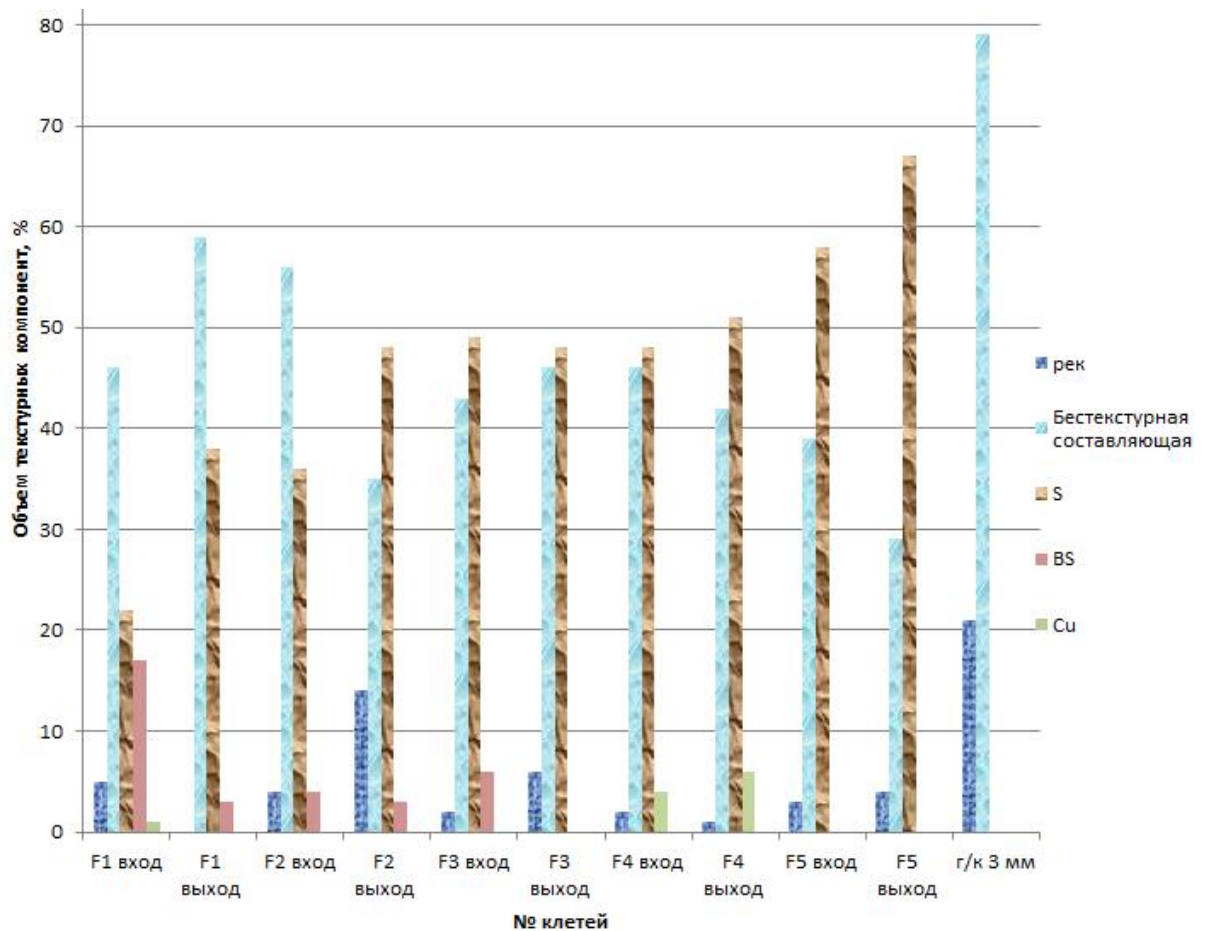


Рисунок 4.95 – Результаты рентгеноструктурного анализа

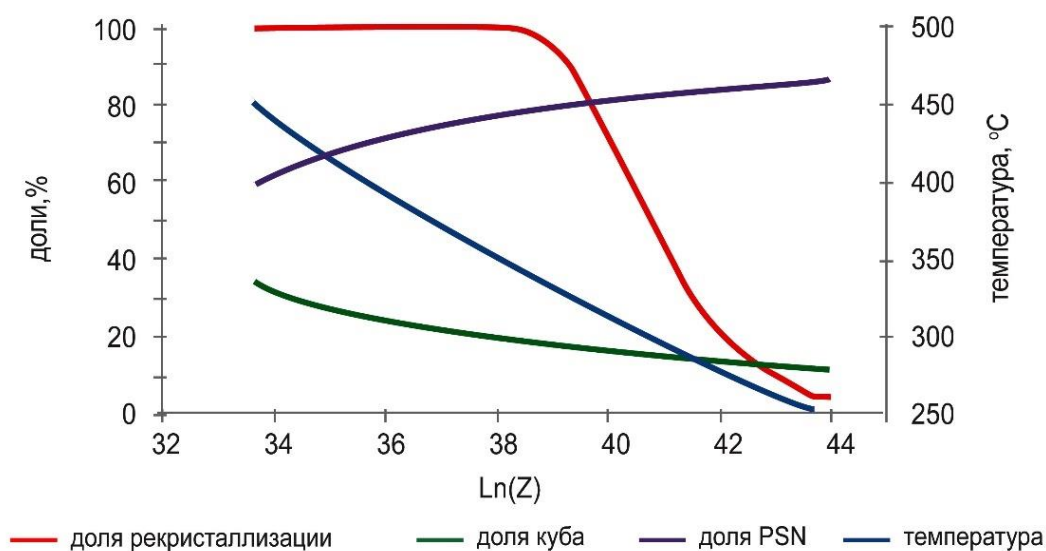


Рисунок 4.96 – Полученная в ходе моделирования зависимость доли рекристаллизованного объема, доли куба и случайной ориентировки (PSN) от параметра Зинера для сплава 1565 ч

4.3 Выводы по главе 4

1. Исследования позволили построить зависимости размеров субзерна от параметров термомеханической обработки. Анализ результатов исследований подтверждает, что для связи между размерами субзерна и температурно-скоростными параметрами обработки может эффективно применяться зависимость (1.4). Увеличение содержания легирующих элементов снижает энергию дефекта упаковки и уменьшает размер субзерна. При этом самым эффективным элементом является магний: с ростом его содержания размер субзерна резко уменьшается.

2. Количество и размер частиц также сильно зависят от количества легирующих элементов и их растворимости. Исследование показало, что крупные интерметаллидные частицы могут дробиться в ходе горячей прокатки, что также нужно учитывать. Наиболее крупные интерметаллиды наблюдаются в сплавах, содержащих Cu и Mn. Большинство алюминиевых сплавов содержит то или иное количество мелкодисперсных частиц. Основными элементами, их образующими,

являются Cu, Mn, Fe. При добавлении Zr и Sc образуются наночастицы, которые во многих случаях полностью блокируют рекристаллизацию.

3. Неравномерность распределения текстур по толщине очага деформации при термомеханической обработке, реализуемой горячей прокаткой в сплавах 8011 и 3103, определяется степенью отклонения от условий идеального плоскодеформированного состояния. Степень отклонения определяют, в первую очередь, условия трения и геометрические параметры очага деформации. Уменьшение силы трения снижает степень отклонения от идеального плоскодеформированного состояния. Однако в силу соблюдения условия захвата коэффициент трения не может быть уменьшен до нуля и составляет 0,5 в первых клетях. В то же время его уменьшение в последних клетях до значений, не вызывающих отклонения от идеальной плоскодеформированной схемы, вполне реально. Исследования неравномерности распределения текстуры и структуры по очагу деформации при прокатке сплавов 8011 и 3104 с низкими коэффициентами трения в последних клетях показывают, что неоднородность, возникающая в начале прокатки, выравнивается на данном этапе. Поэтому изучение текстурной композиции будет проводиться только для центральной части, т.к. при соблюдении правильных значений коэффициентов трения существенной неоднородности по очагу деформации в последнем проходе не наблюдается.

4. Предложенная новая классификация алюминиевых сплавов, учитывающая особенность их рекристаллизации, основана на трех факторах. Первый фактор – энергия дефекта упаковки, влияющая на размеры субзерна и, таким образом, – на кинетику протекания рекристаллизации. Второй фактор – количество мелкодисперсных частиц, которые замедляют рекристаллизацию и даже могут ее блокировать. Третий фактор – соотношение количества крупных частиц второй фазы и субзерен, размеры которых превышают критические для эффективного зародышеобразования. Фактически последний фактор будет влиять не только на протекание рекристаллизации, но и на развитие всей текстурной композиции.

5. Исследование особенностей эволюции кристаллографической структуры при горячей прокатке чистого алюминия в непрерывном стане выявило, что

основным механизмом зародышеобразования являются субзерна, имеющие очень большой размер. Это связано, в свою очередь, с высокой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) чистого алюминия, способствующей процессам возврата. Кроме того, в чистом алюминии и близких к нему сплавах интерметаллидные частицы второй фазы почти не играют роль центров рекристаллизации.

6. Основной рекомендацией для сплавов с химическим составом, близким к чистому алюминию, является прокатка на повышенных скоростях с целью предотвращения потерь тепла. Для сплавов системы Al-Fe промышленные эксперименты совместно с результатами моделирования позволили установить, что при малых скоростях прокатки – до 150 м/мин – доля текстуры куба находится на низком уровне, что связано с тем, что температура рулона ниже критической, необходимой для прохождения рекристаллизации. В диапазоне 150–200 м/мин происходит резкий рост доли текстуры куба, а после достижения скорости 200 м/мин – медленное нарастание доли кубической текстуры. При превышении скорости прокатки значения в 290 м/мин возникает риск получения слишком большой доли текстуры куба.

7. Было установлено, что в сплаве 3104 (типичном представителе группы 3XXX) имеется выраженный максимум доли кубической составляющей. В частности, для объекта исследования – пятиклетевой непрерывной группы стана горячей прокатки – максимум соответствует температуре перед станом 480 °C и скорости прокатки 4,7 м/сек. Данные параметры можно рекомендовать как целевые при прокатке горячекатаной заготовки для получения тончайших (порядка 200 мкм) полос заготовок для корпусной баночной ленты.

8. Исследования высоколегированных сплавов позволили прийти к следующим заключениям. Для сплава 5182 необходимо повысить температуру выхода металла из последней клетки; кроме этого, следует сократить время междеформационных пауз и уменьшить потери текстуры β -фибера, что благоприятно скажется на доле кубических текстур. Сплав 1565ч представляет собой материал, в котором можно получать фактически изотропные свойства, поддерживая температуру на уровне, достаточном для прохождения самоотжига.

Глава 5. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

5.1 Влияние анизотропии алюминиевых сплавов на функциональные свойства листов и лент

Как уже было описано в разделе 1.1, текстура в алюминиевых листах и лентах приводит к анизотропии их физических и функциональных свойств. Для рассматриваемых в работе сплавов 8011, 3104 и 5182 наиболее важным для потребителей функциональным свойством, которое напрямую определяется анизотропией физических свойств изделия, а следовательно, и текстурной композицией, является фестоность. Она выражается в неравномерности высоты стенки стаканчика (рисунок 5.1). С более подробным описанием связи анизотропии и различных функциональных свойств алюминиевых сплавов можно ознакомиться в [263–271].

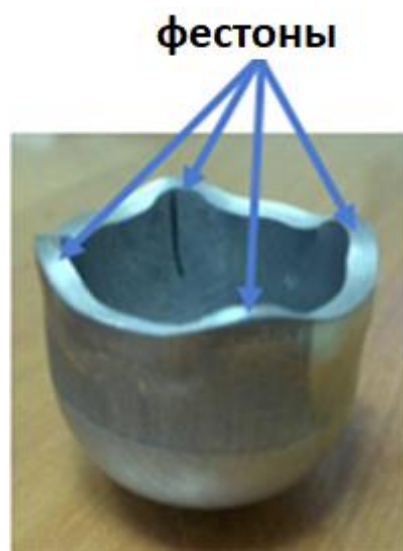


Рисунок 5.1 – Фестоность при вытяжке цилиндрической заготовки из анизотропной алюминиевой ленты, вызываемой текстурной компонентой типа S

В местах, где металл наиболее склонен к деформации, по высоте заготовки образуются выступы, иначе называемые фестонами. В направлениях, склонных к

утолщению, образуются впадины. Как показывают исследования, наиболее опасным, с точки зрения разрушения, являются места, где металл склонен к растяжению по высоте [61, 272–278]. Особенно остро данная проблема проявляется при вытяжке с утонением, которая является основной при производстве алюминиевых банок из сплава 3104 [61] (рисунок 5.1).

Данные показатели основаны на натуральных испытаниях материала путем вытяжки цилиндрических стаканчиков на определенную высоту и замера наибольших величин выступов h_{Φ} и впадин h_{Ψ} по периметру. После проведения замеров вычисляют степень фестнообразования Z :

$$Z = \frac{h_{\Phi} - h_{\Psi}}{h_{\Phi} + h_{\Psi}/2} 100\% . \quad (5.1)$$

Анизотропия может быть критической и при других сложных процессах штамповки, например при изготовлении деталей автомобиля. Фестнообразования там не будет, однако плоскостная анизотропия, если она не подходит для конкретного процесса, может вызвать чрезмерное утонение и разрушение заготовки. Поэтому для аэрокосмической и автомобильной промышленности, согласно большинству стандартов, указывается средний коэффициент Лэнкфорда в плоскости \bar{r} , который определяется как:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{45} + r_{90}}{4} , \quad (5.2)$$

где r_0 : – значение Лэнкфорда в направлении, параллельном направлению прокатки;

r_{45} – значение Лэнкфорда под углом 45° к направлению прокатки;

r_{90} – значение Лэнкфорда в направлении, перпендикулярном к направлению прокатки.

Коэффициенты Лэнкфорда [2]:

$$R = \lg \frac{W_0}{W_f} / \lg \frac{t_0}{t_f} , \quad (5.3)$$

где W_0 , t_0 , W_f , t_f – соответственно начальные и конечные значения ширины и толщины плоских образцов, вырезанных в том или ином направлении.

Требования к функциональным показателям анизотропии для исследуемых в работе сплавов отражены в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Стандарты, назначение и требования по фестонистости

Сплав	Стандарт поставки	Назначение	Допустимое фестонообр., %	Коэффициент нормальной анизотропии, r
3104	Техническая спецификация	Корпус банки под напитки	4,2	—
3105, 8011	Техническая спецификация	Колпачки	2,5	—
Амг2, 5052	ТУ 24.42.24.120-397-05810809- 2018	Корпус и крышка консервной тары	2,0	—
1565ч	ТУ 1-2-663-2015 (листы)	Листы и плиты для машино- строения	—	< 0,55
	ТУ 1-802-475-2020 (авто)			
	ТУ 1-802-460-2016 (листы)			
	ТУ 1-802-470-2016 (плиты)			
	Согласно требованию заказчика			
6016	Согласно требованию заказчика	Корпусные элементы автомобиля	—	< 0,55

Как видно из таблицы 5.1, требования по фестонистости для разных сплавов могут сильно отличаться. Однако для всех рассмотренных сплавов единственный путь получения ее заданного значения — это формирование текстурной композиции с помощью режимов термомеханической обработки.

5.2 Основные принципы эволюции кристаллографической текстуры при термомеханической обработке алюминиевых сплавов в промышленных процессах термомеханической обработки с плоской схемой деформации

Прежде чем перейти к конкретным рекомендациям по управлению текстурой при термомеханической обработке алюминиевых сплавов при плоской

схеме деформации в современных технических системах на примере прокатных комплексов, рассмотрим процессы эволюции текстуры, происходящие в них. Укрупненная производственная цепочка при изготовлении алюминиевых листов и лент из рассматриваемых в работе сплавов с использованием непрерывных групп горячей прокатки приведена на рисунке 5.2.

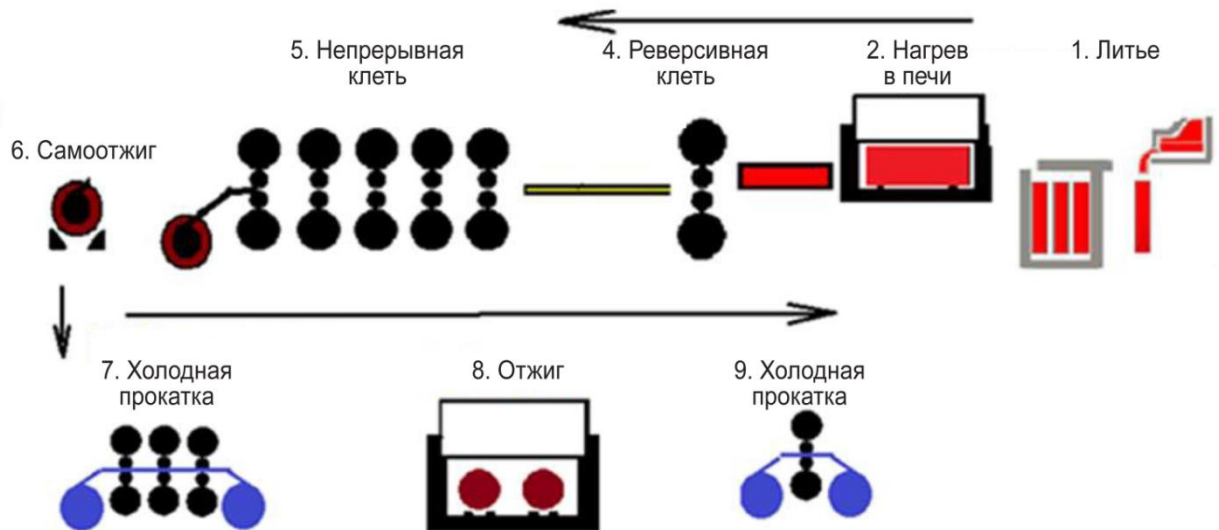


Рисунок 5.2 – Укрупненная схема термомеханической обработки листов и лент

Плавка и полунепрерывная разливка обычно является первой операцией при получении листов и лент в современных прокатных комплексах. Разливка в кристаллизаторы скольжения или электромагнитные кристаллизаторы, как правило, не влияет на формирование текстуры. Во всяком случае, исследования, проведенные как норвежскими, так и немецкими учеными, не смогли выявить явных текстур после данного типа литья [65]. Таким образом, структура состоит из случайно ориентированных дендритных ячеек. На сегодняшний день основное предположение о зарождении кубической текстуры состоит в том, что имеется высокая вероятность того, что небольшая часть ячеек обладает кубической ориентировкой [279]. Здесь работают законы больших систем, т.к. материал слитка алюминиевого сплава, полученного современными методами полунепрерывного литья, имеет порядка 10^9 – 10^{10} зерен на 1 м^3 . Как было сказано выше, кубическая текстура весьма устойчива к деформации, а также имеет

преимущество к росту по сравнению с другими текстурами при рекристаллизации. Этим можно объяснить ее «внезапное» появление на следующих этапах термомеханической обработки.

Гомогенизация. Данная операция заключается в нагреве и последующей выдержке. Основная цель гомогенизации во время выдержки – растворить крупные первичные неравновесные интерметаллидные частицы [279, 280]. Это не оказывает никакого прямого влияния на текстуру. Одновременно с этим косвенное влияние гомогенизации трудно переоценить, т.к. в ее ходе уменьшается количество крупных интерметаллидов, служащих зародышами второй фазы. Кроме того, растет количество мелкодисперсных частиц [9, 65], препятствующих рекристаллизации, что сильно влияет на формирование текстуры. Данные факторы исследованы в разделе 4.1.2.

Прокатка в реверсивной клет. На данном этапе литая структура трансформируется в деформированную. Дендритные ветви разрушаются, начинает формироваться текстура β -фибера. Во время пауз начинает происходить рекристаллизация. Результирующая структура перед непрерывной группой для большинства сплавов полностью рекристаллизована и имеет крупное зерно с преимущественной кубической ориентировкой [31, 65, 279]. Среди текстурных компонент также могут наблюдаться текстуры деформации и бестектурная составляющая. Стоит отметить, что подробных сведений о формировании текстуры и структуры на этом этапе прокатки недостаточно. Это связано с тем, что на данном этапе очень трудно зафиксировать структуру крупногабаритного сляба толщиной 100–200 мм. Поэтому в большинстве случаев заниматься изучением процессов, происходящих внутри реверсивной клетки, можно лишь на последних стадиях этого процесса [8, 19, 91, 279]. Однако данные пробелы были ликвидированы в серии авторских исследований, и была разработана модель, способная эффективно проводить расчеты в реверсивной клетке [178, 179].

Горячая прокатка в непрерывной группе. Эволюция текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе – сложный процесс, на который влияют одновременно деформация, рекристаллизация и возврат (рисунок 5.3).

При деформации в клетях непрерывной группы формируется текстура β -фибера. Горячую деформацию сопровождает процесс динамической полигонизации, способствующей снижению плотности дислокации [34, 66]. Тем самым он конкурирует с рекристаллизацией, существенно затормаживая ее. В ходе деформационных пауз происходит протекание рекристаллизации, вызывающей рост кубической текстуры и снижающей долю текстур β -фибера [61, 66]. В итоге на выходе из последней клетки доля β -фибера будет зависеть от накопленной степени логарифмической деформации, а также интенсивностей процессов возврата и рекристаллизации. Два первых фактора будут повышать долю текстур β -фибера, а последний, наоборот, снижать.

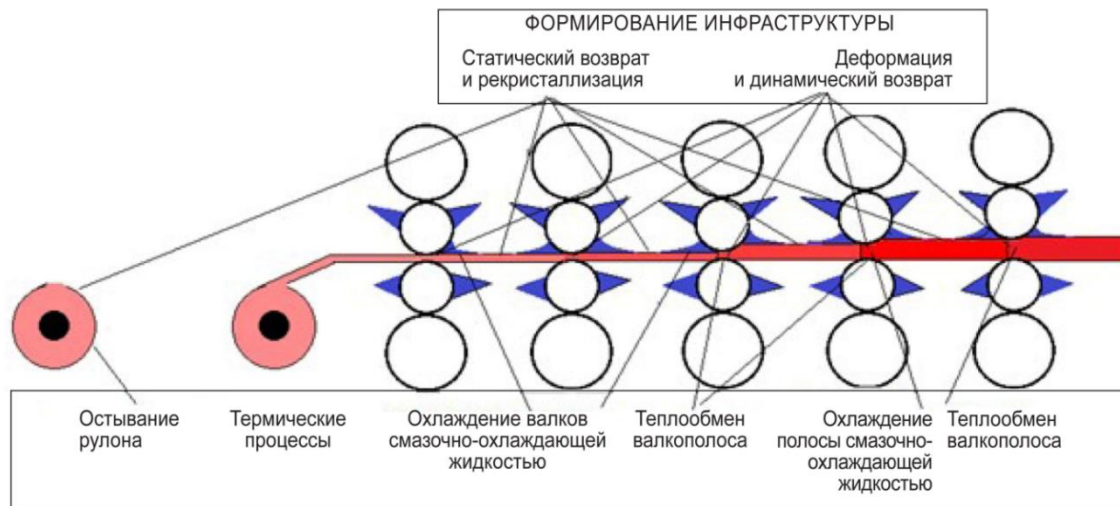


Рисунок 5.3 – Процессы, происходящие в непрерывном горячем стане при термомеханической обработке алюминиевых сплавов [109]

Самоотжиг в рулоне. Представляет собой процесс остывания металла при его смотке в рулон при температуре, выше температуры рекристаллизации [88, 114, 115]. Основные закономерности эволюции текстуры и структуры при самоотжиге в рулоне достаточно хорошо изучены [61, 65, 67, 210]. Как правило, в ходе самоотжига формируется острая кубическая текстура, однако для этого необходимо, чтобы перед процессом самоотжига (на выходе из последней клетки) текстура β -фибера также была хорошо сформированной. Это связано с тем, что именно соседство с текстурой β дает кубической компоненте преимущество к

росту. При слабо развитой текстуре β -фибера текстура куба при самоотжиге почти не формируется. Вместо нее развивается бестектурная составляющая, особенно заметная при увеличении количества первичных частиц второй фазы и активно действующая упомянутый выше механизм PSN [66, 79, 83, 91, 240].

Холодная прокатка. При холодной прокатке также происходит формирование текстур β -фибера [10, 65, 79]. Ввиду отсутствия процесса рекристаллизации данные текстурной компоненты, в отличие от горячей прокатки, постоянно увеличивают свой объем. Одновременно происходит уменьшение доли текстур куба (которая, как правило, остро выражена перед процессом холодной прокатки).

Следует еще раз упомянуть, что текстуры деформации (β -фибера) дают угол в направлении 45° к оси прокатки, а текстуры, близкие к кубическим, – под 90° . Таким образом, наложение текстур β -фибера на текстуры куба является наиболее практичным способом снижения анизотропии [61, 65, 67, 79]. Поэтому для снижения анизотропии надо выбрать момент, когда количество возрастающей в результате деформации текстуры β -фибера будет примерно равно количеству уменьшающейся текстуры куба (рисунок 5.4). Развита в работе модель [178] также позволяет моделировать эволюцию текстуры в процессе горячей деформации и получать рекомендации на основе данных расчетов.

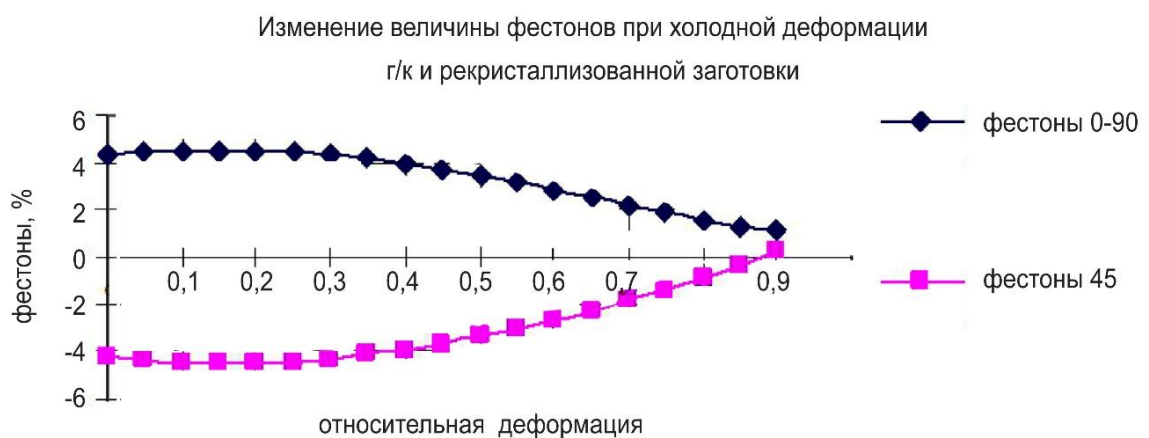


Рисунок 5.4 – Наложение текстуры β -фибера
и кубической компоненты друг на друга

5.3 Рекомендации по выбору технологических режимов при термомеханической обработке алюминиевых сплавов

Используя математический аппарат, разработанный в [10], была рассчитана величина фестонистости в зависимости от количества кубической текстуры и текстуры β -фибера. Отметим, что по приведенной в [10] методике, также могут быть рассчитаны и другие функциональные показатели анизотропии, например r или μ , в случае, если требования к ее уровню заданы ими.

Таким образом, зная, например, требования к размеру фестонов, по рисунку 5.5 можно выбрать несколько сочетаний количества кубической текстуры и текстуры β -фибера, позволяющие получить необходимый уровень анизотропии.

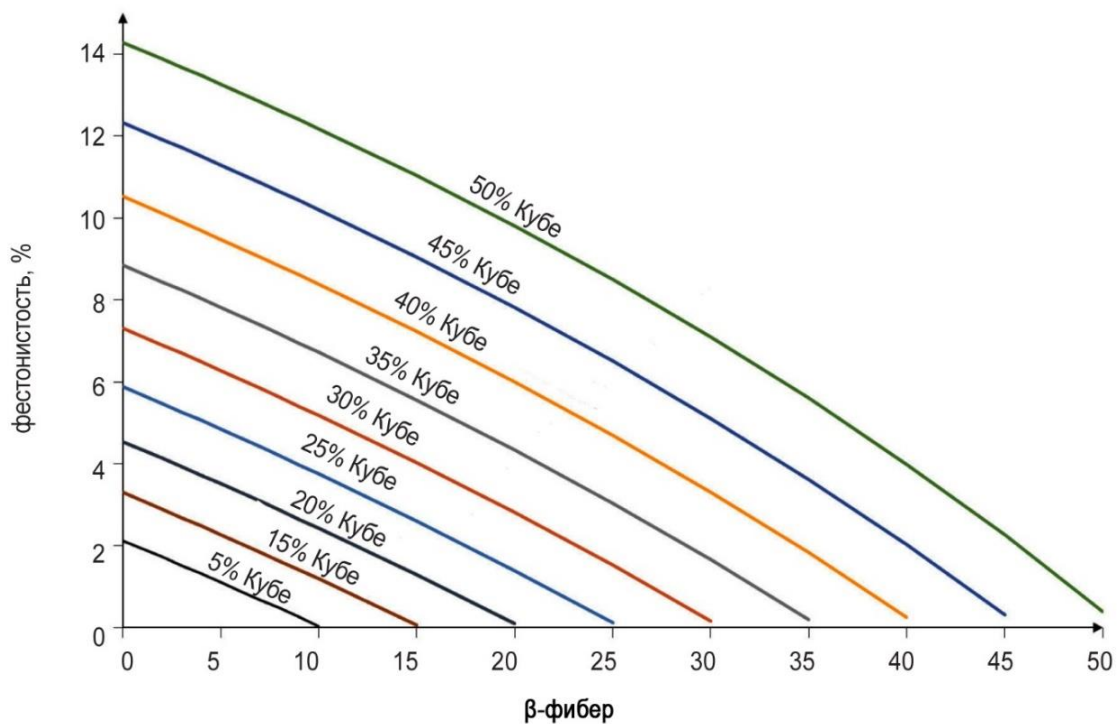


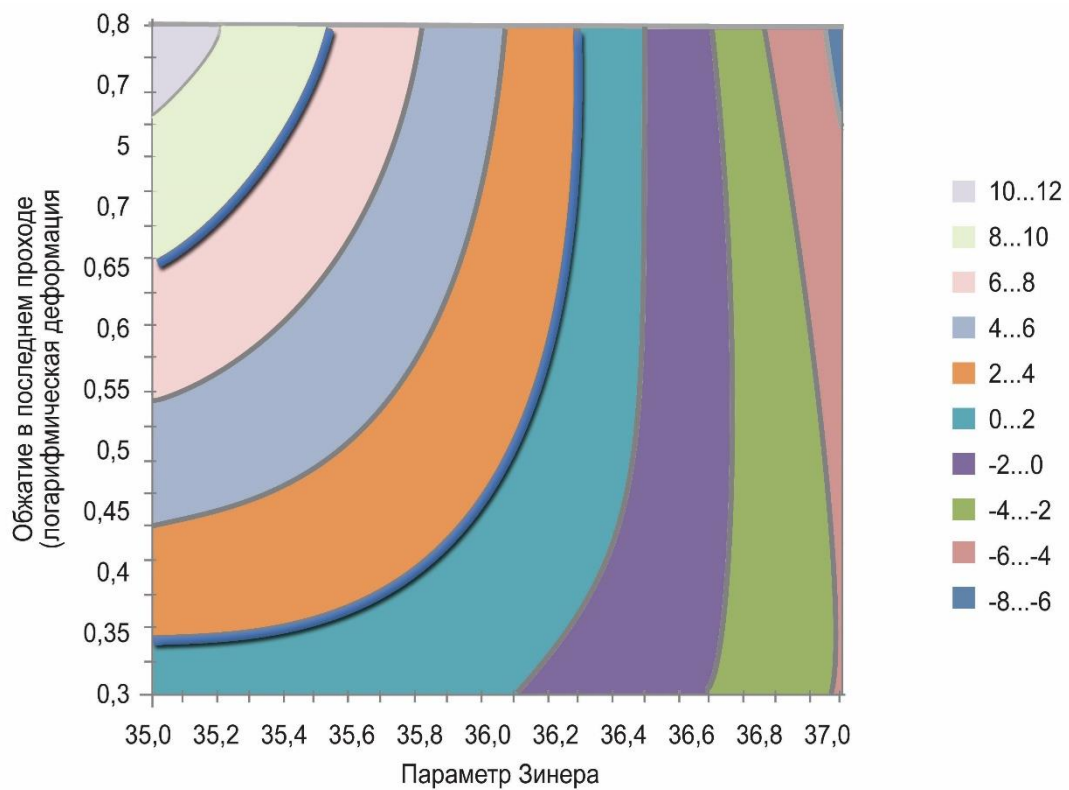
Рисунок 5.5 – Изменение фестонистости в зависимости от количества текстуры куба и текстуры β -фибера

На рисунке 5.6 приведены диаграммы, с помощью которых можно выбрать режимы, при которых горячекатаная заготовка будет иметь целевые показатели текстуры куба (выбранные исходя из описанных выше соображений). Отметим,

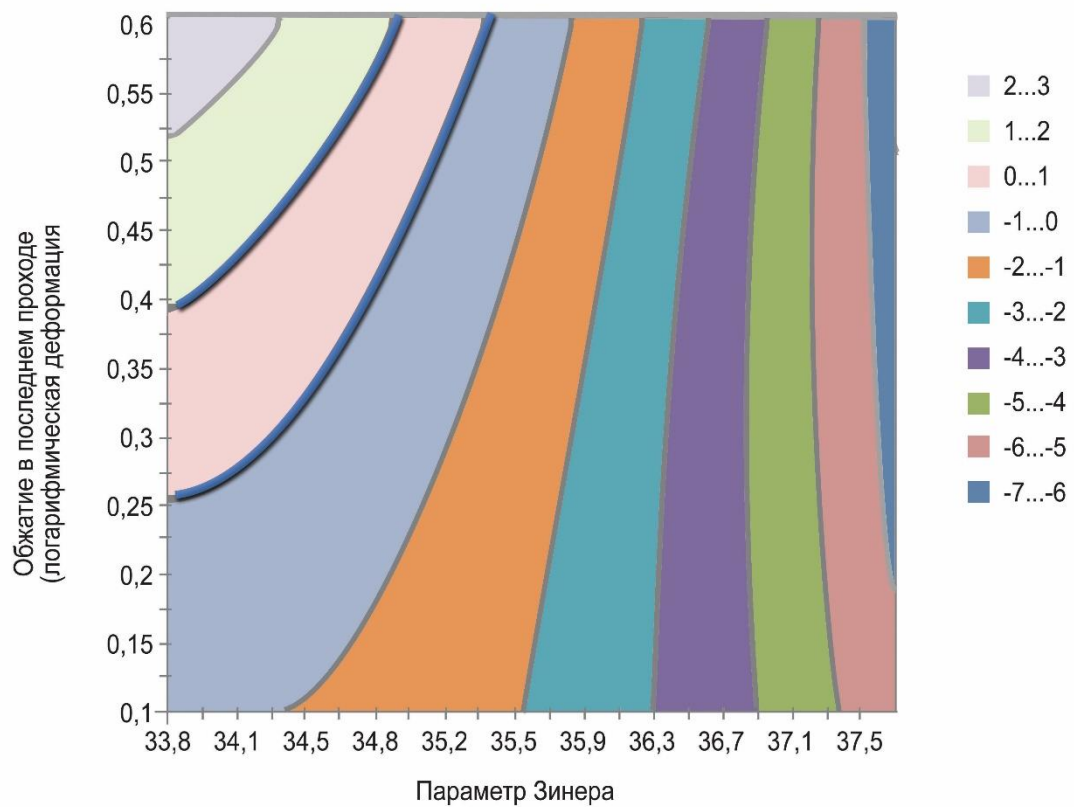
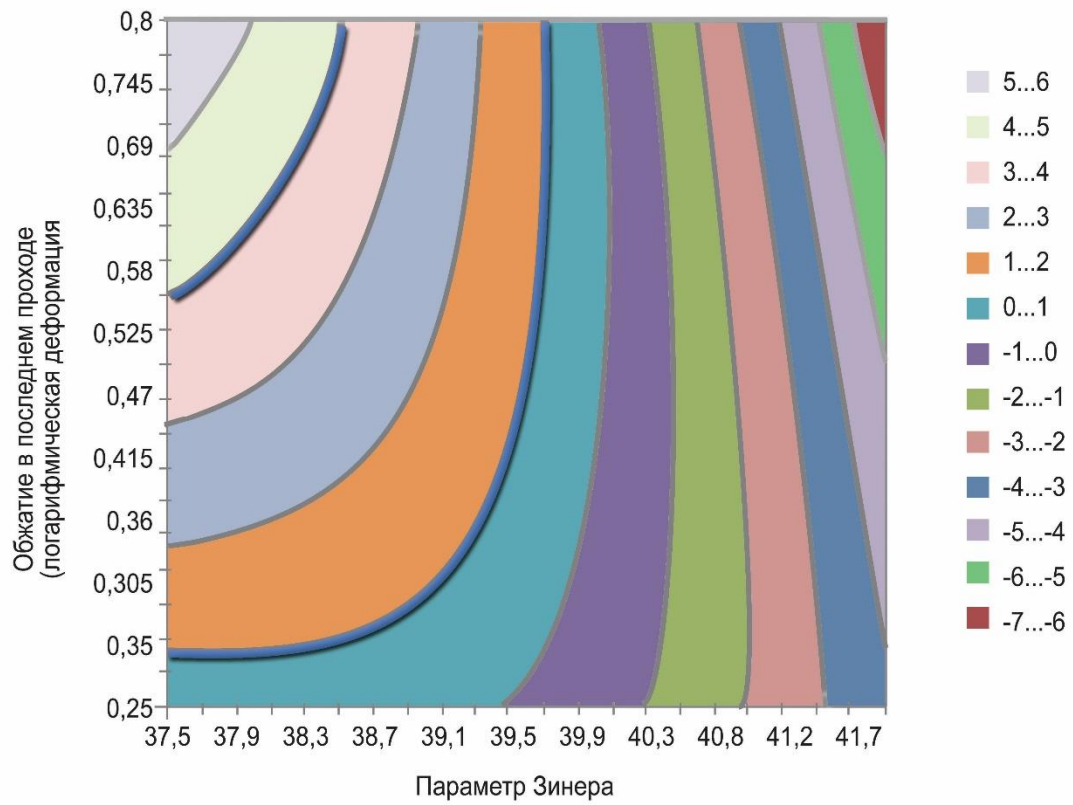
что заданные значения кубической текстуры могут быть получены в большой области сочетаний параметров Зинера и обжатий. Параметр Зинера, в свою очередь, является составной величиной (температура, скорость деформации), что предоставляет технологу большие возможности выбора технологических режимов, дающих заданные значения кубической текстуры.

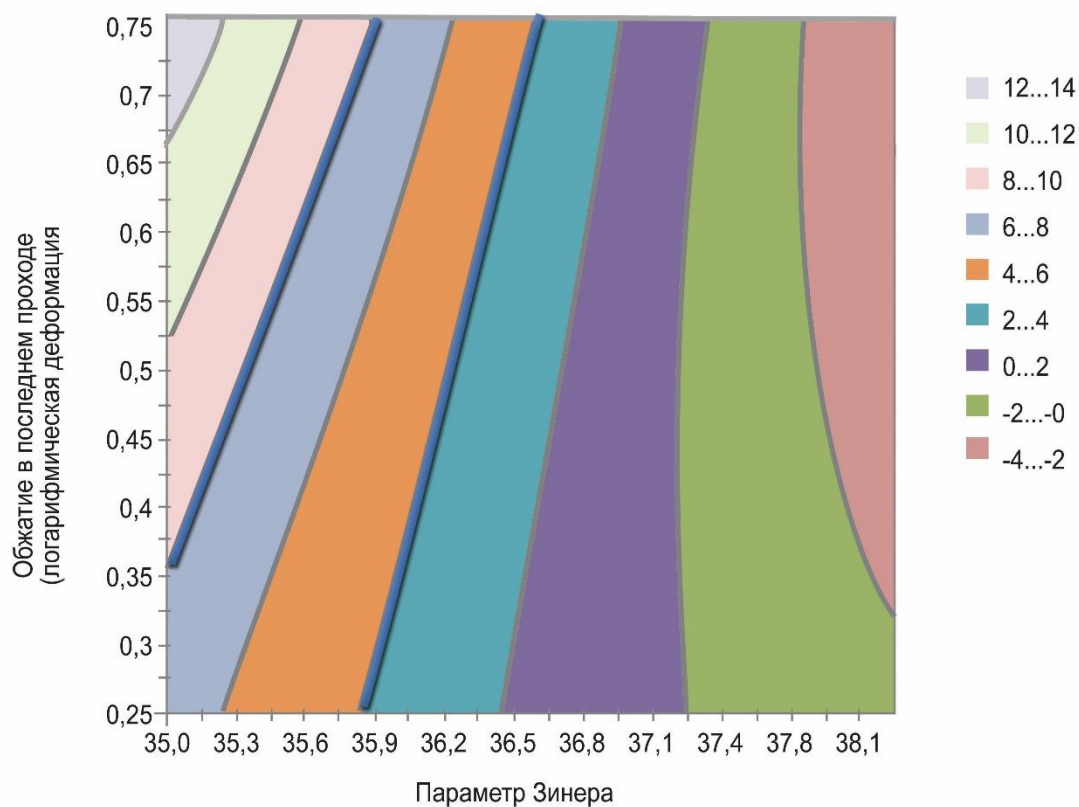
С помощью рисунка 5.7 можно выбрать значения технологических параметров горячей прокатки (скорости и температуры в последнем проходе), сочетание которых позволит достичь параметров Зинера, необходимых для достижения заданной кубической текстуры.

На основе номограмм 5.6 и 5.7 и полученных данных были даны технологические рекомендации по режимам термомеханической обработки, позволяющей получить требуемую текстуру куба в исследуемых сплавах.



а

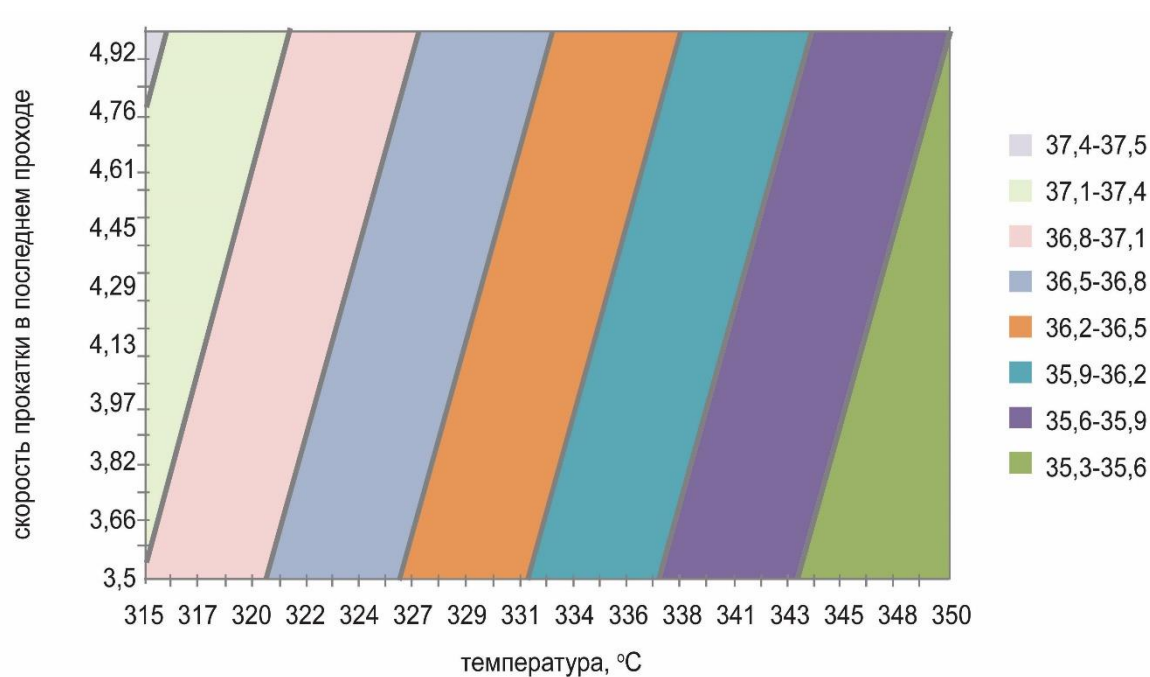




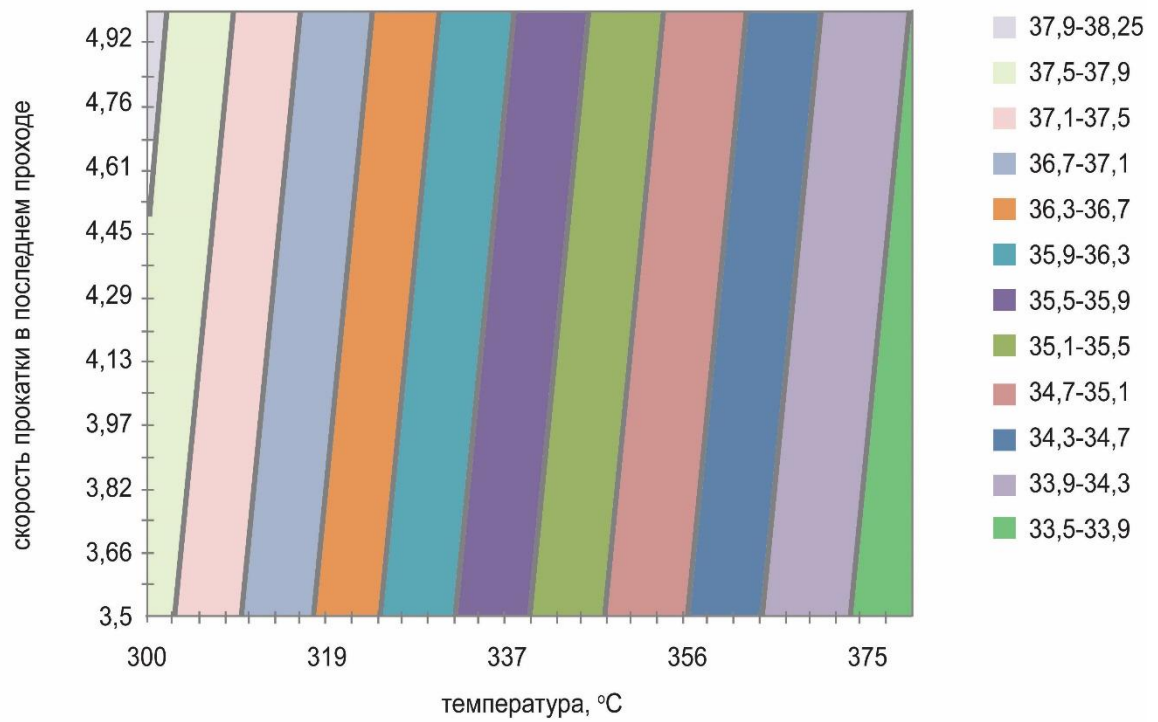
Г

а – 3104; б – 5182; в – 1565; г – 8011

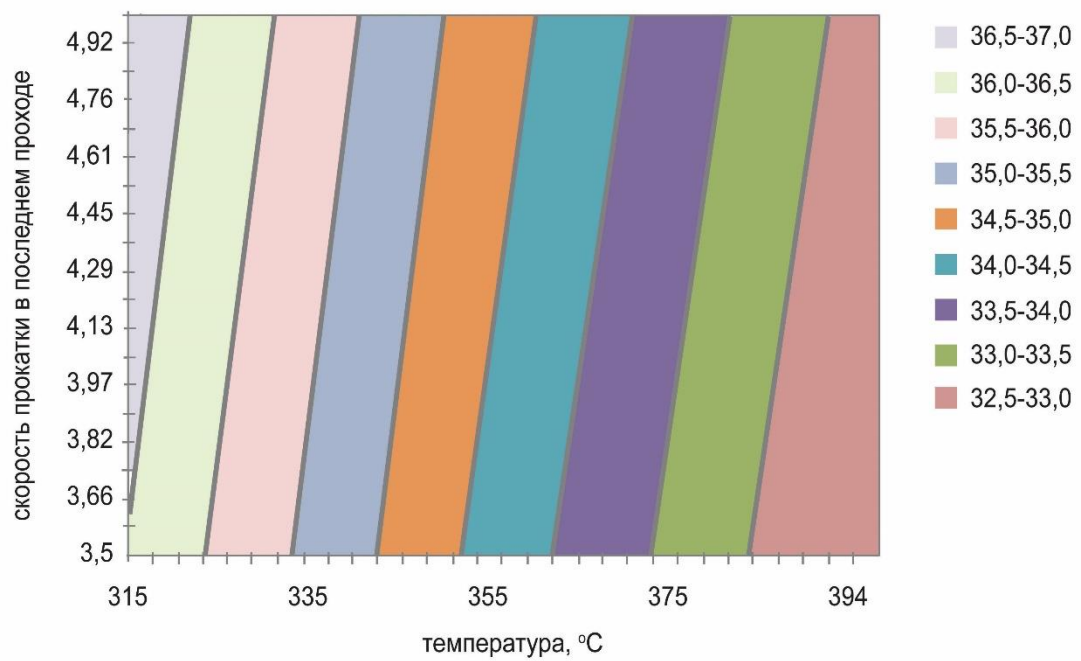
Рисунок 5.6 – Зависимость величины фестонов после горячей прокатки от параметров деформации. Определение областей параметров, при которых возможно производство годной продукции



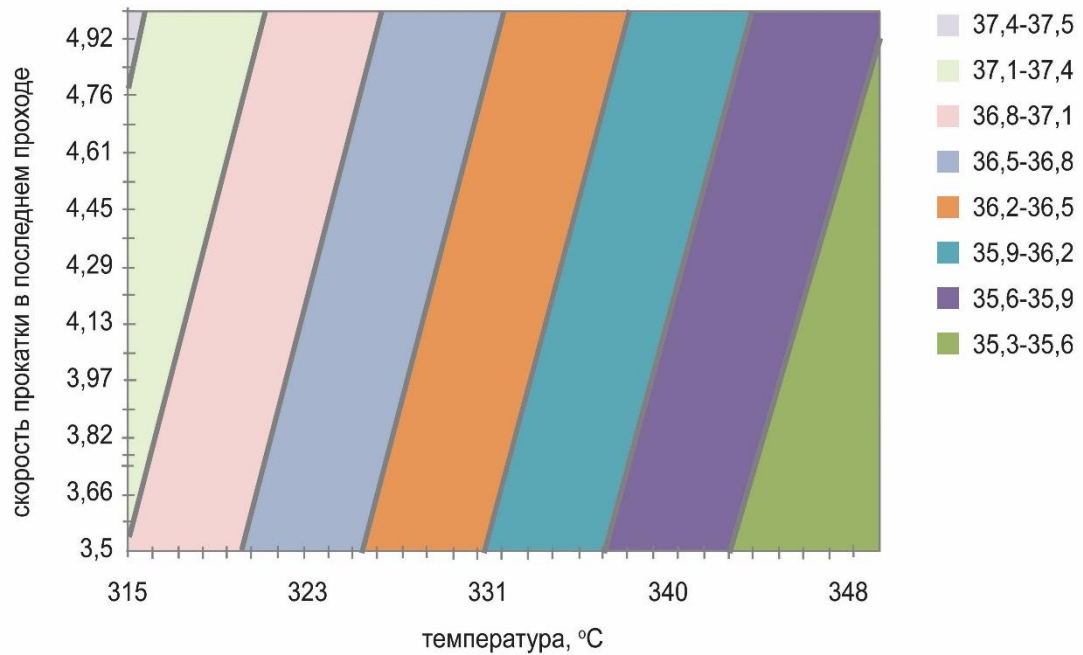
а



6



B



Г

а – 3104; б – 5182; в – 1565; г – 8011

Рисунок 5.7 – Зависимость параметра Зинера от температуры конца прокатки и скорости прокатки в последней клетке

Используя полученные в главе 4 данные, а также приведенные в разделе 5.3 номограммы, были разработаны режимы термомеханической обработки сплавов 8011, 3104, 5182, 1565ч и 6016. Данные режимы внедрялись на ЗАО «Арконик СМЗ». Для сплава 8011, лента из которого поставляется для производства укупорочных колпачков, был предложен следующий режим термомеханической обработки. Прокатка в реверсивной клетке до толщины 60 мм и передача слитка на термомеханическую обработку в непрерывную группу «Кварто 2800». Деформация в непрерывной клетке производится в четыре акта при следующих толщинах: 60 мм → 28 мм → 6,5 мм → 3,8 мм при температуре начала термомеханической обработки 460 °C и конца – 322 °C. Цель данной термомеханической обработки – добиться объема куба в пределах 40 %. После этого следует пять актов холодной деформации на стане «Кварто 2300» по следующим толщинам: 3,8 → 2,0 → 1,1 → 0,63 → 0,37 → 0,22 мм. После холодной прокатки до толщины 0,63 мм следует промежуточный отжиг 320 °C,

60 мин. Внедрение данной технологии позволило снизить уровень фестонистости до 2 % (рисунок 5.8).



а – до внедрения фестонистости; б – после внедрения фестонистости

Рисунок 5.8 – Фестонистость в сплаве 8011

После внедрения указанной выше технологии, как видно из рисунка, изменилось количество и размер фестонов. Новая технология позволяет получать шесть небольших фестонов, а не четыре крупных фестона. Всего по данной технологии было произведено 14,1 тысячи тонн продукции а общий эффект от внедрения составил 1,36 млн рублей.

Для сплава 3104 используется следующая схема термомеханической обработки. Сначала производится реверсивная прокатка до толщины 50 мм. После чего металл отправляется в непрерывную клеть стана «Кварто 2800», где он обрабатывается в течение пяти деформационных актов по следующей схеме: 50 → 29 → 14,5 → 8,3 → 4,4 → 2,35 мм. Температуры начала и конца термомеханической обработки составляют 440 °С и 350 °С соответственно. Основная цель данного этапа термомеханической обработки – получить до 25 % текстуры куба. После происходит заключительная холодная прокатка по следующей схеме: 1,4 → 0,87 → 0,55 → 0,35 → 0,235 мм. Предложенная технология позволила сократить уровень фестонистости с 1,5 до 1,2 %. Кроме того, использование данной технологии позволило сократить частоту появления таких дефектов, как разрыв стенки и дна (рисунок 5.9), на 50 %. Данные дефекты появляются там, где металл более пластичен

в направлении высоты стенки. Это приводит к утонению стенки пищевого контейнера и снижению усилия, которое может привести к его разрыву [268]. Причиной данных дефектов также является анизотропия и текстура.



а

б

а – разрыв дна; б – разрыв стенки контейнера

Рисунок 5.9 – Дефекты, возникающие при штамповке питьевых банок
при штамповке сплава 3104

По указанной выше технологии с 1.01.2018 г. по 31.12.2020 г. было произведено 492 тысяч тонн продукции. Всего в результате снижения уровня фестонистости и двух вышеуказанных видов брака общий эффект составил 47,8 млн рублей.

Для сплава 5182 был внедрен следующий вариант термомеханической обработки. Реверсивная прокатка до толщины 42,0 мм, передача металла в непрерывную клетку стана «Кварто 2800», где происходит прокатка по следующей схеме: 35,0 → 19,0 → 12,0 → 7,0 → 4,2 → 2,4 мм. Температура начала прокатки в непрерывной клетке должна быть 480 °С, а конца – 340 °С. Цель данной термомеханической обработки – получить до 25 % текстуры куба. После этого следует холодная прокатка по следующим параметрам: 2,4 → 1,4 → 0,85 → 0,52 → 0,33 → 0,22 мм. Внедренный режим термомеханической обработки позволил снизить фестонистость до 3 %. Кроме того, позволил на 50 % снизить дефект выпучивания крышки (рисунок 5.10). Природа данного дефекта также

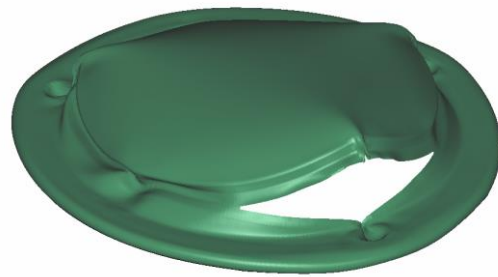
связана с тем, что в направлениях, где металл более утоняется, он становится склонен к разрыву. Снижение уровня анизотропии (чьей функциональной характеристикой является фестонситость, рисунок 5.11) позволяет уменьшить частоту появления данного дефекта.



а – до изменения технологии; б – после изменения технологии

Рисунок 5.10 – Фестонистость в сплаве 5182

С 01.01.2018 г. по 31.12.2020 г. по указанной технологии было произведено 79,5 тысячи тонн указанной продукции. Для сплава 1565ч был предложен следующий режим термомеханической обработки, также начинающийся с реверсивной прокатки до толщины 40 мм. После этого металл прокатывался на непрерывной клети «Кварто 2800» по следующей схеме: $40,0 \rightarrow 25,0 \rightarrow 16,0 \rightarrow 11,0 \rightarrow 7,0 \rightarrow 5,0$ мм. Это позволило создать опытную партию плит из данного алюминиевого сплава указанной толщины, которые затем поставлялись на ЗАО «Сеспель». Сплав 1565ч заменил собой ранее поставляемый туда 5083, который использовался в том числе и для производства уникального (единственное предприятие в Российской Федерации, изготавливающее изделия данного типа, – ЗАО «Сеспель») вагона-хоппера модели 19-1244 (рисунок 5.13). Сплав 1565ч обладает более чем на 20 % повышенными характеристиками, чем 5083. Это позволило снизить толщину стенки. Ожидаемый экономический эффект внедрения данного сплава составил 6 млн рублей в год в ЗАО «Сеспель».



а



B64 BUCKLE MODEL



б

а – до внедрения режимов термомеханической обработки;

б – после внедрения режимов термомеханической обработки

Рисунок 5.11 – результаты теста на выпучивание крышки



Рисунок 5.12 – Новый железнодорожный вагон-хоппер модели 19-1244 с использованием сплава 1565ч, произведённого по указанной выше технологии

Кроме того, была произведена термомеханическая обработка 2 тонн опытной партии из сплава 6016 по технологии, позволяющей обеспечить заданный в таблице 5.1 уровень анизотропии. Для этого производилась реверсивная прокатка до толщины 50 мм, после металл отправлялся на дальнейшую прокатку в непрерывном стане «Кварто 2800» по следующей схеме: 50,0 → 28,2 → 15,9 → 9,2 → 5,6 → 3,4 мм при температуре начала прокатки – 460 °С и температуре конца – 316 °С. После его прокатывают в холодную 3,4 → 1,8 → 1,2 мм с последующей закалкой. Данный сплав предназначен для использования на автомобильном рынке. Поэтому в связи с эпидемией COVID-19 и снижением спроса на автомобильном рынке серийное производство данного сплава так и не было запущено.

5.4 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе

Тема диссертации соответствует критической технологии РФ «Технологии получения и обработки функциональных наноматериалов» и приоритетному направлению развития науки, технологий и техники в РФ «Индустрия наносистем». Часть результатов была получена в рамках грантов РФФИ №№ 18-79-10099 и 18-79-10099-П (продление) «Создание модели расчета эволюции текстуры и структуры на ранних этапах термомеханической обработки алюминиевых сплавов, в том числе добавками переходных металлов» по мероприятию «Проведение исследований научными группами под руководством молодых ученых» Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными, и гранта 21-19-00548 «Закономерности формирования и эволюция микроструктуры и механических свойств при литье и термомеханической обработке алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, легированных малыми скандиево-циркониевыми добавкам», а также при выполнении госзадания Минобрнауки №0239-2019-0001 на выполнение научно-исследовательской работы.

Результаты настоящей диссертационной работы используются в учебном процессе федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения в курсе «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» направления подготовки 22.06.01 Технологии материалов и в программе двойного дипломирования с Техническим университетом «Фрайбергская горная академия».

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлены закономерности формирования субзеренной структуры при термомеханической обработке деформированных алюминиевых сплавов 8011, 5182, 1565ч, 1570 в диапазоне температур 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 с⁻¹. Установлено, что для всех четырех сплавов для описания связи между размером субзерна δ и параметром Зинера – Холломона Z хорошо подходит выражение $\delta_{SS}^{-m} = A + B \ln Z$. Определены следующие значения коэффициентов, позволяющих связать параметры термомеханической обработки и размер зерна: $m = 1$; $A = 0,0077$; $B = 0,0059$ для сплава 8011 и $m = 1$; $A = -0,9092$; $B = 0,0377$ для сплавов 1565, 5182, 1570.

2. Изучены закономерности формирования напряжений течения при термомеханической обработке для сплавов 1570 5182, 1565ч и 8011 в интервале скоростей деформации 1÷40 с⁻¹ и температур 300÷500 °С. Для описания связи между напряжением течения и параметрами термомеханической обработки использовалось выражение Селларса. С помощью лабораторных экспериментов были найдены значения константы, связывающие напряжения течения с параметрами термомеханической обработки для сплавов 1570 5182, 1565ч и 8011.

3. Для сплавов 1570 5182, 1565ч и 8011 раскрыты механизмы рекристаллизации и ее связи с размерами частиц, крупных первичных и вторичных мелкодисперсных интерметаллидных частиц и субзерен. Такая оценка позволила установить, что в сплаве 5182 рекристаллизация происходит почти мгновенно из-за очень малого количества мелкодисперсных частиц второй фазы и высокой энергии движения границ. Сплав 1565ч также имеет высокую движущую силу рекристаллизации. Однако из-за большой тормозящей силы данный процесс протекает медленно. Для того чтобы движущая сила превзошла тормозящую, необходимы достаточно высокие параметры Зинера. Сплав 1570 невозможно рекристаллизировать при тех параметрах Зинера – Холломона, которые достижимы на современных непрерывных прокатных комплексах. В сплаве 8011 движущая сила рекристаллизации на порядок меньше, чем в сплавах с высоким

содержанием магния, что связано с намного более крупными размерами субзерен из-за высокого дефекта упаковки в данных сплавах.

4. Проведены теоретические и экспериментальные исследования механизмов образования зародышей при рекристаллизации чистого алюминия и сплавов 3104, 5182 и 1565ч. Исследования показали, что в алюминии технической чистоты всегда будет превалировать механизм зародышеобразования, основанный на росте крупных субзерен и превращении их границ в высокоугловые. Доля зародышей текстуры β -фибера также превалирует над количеством зародышей на частицах. В сплаве 3104 размер субзерен существенно меньше, а крупных интерметаллидных частиц на порядок больше, чем в чистом алюминии, поэтому при высоких параметрах Зинера задействуется именно PSN-механизм зародышеобразования. В сплаве 5182 PSN-механизм почти сразу начинает превалировать. Еще быстрее происходит включение PSN-механизма в сплаве 1565ч, в котором наблюдается резкое увеличение количества интерметаллидных частиц. В сплаве 5182, как и сплаве 1565ч, количество зародышей β -фибера не показывает сильной зависимости от режима термомеханической обработки.

5. Разработана модель формирования текстуры при термомеханической обработке, основанная на кристаллографической теории пластичности и физико-статистической мезомодели рекристаллизации, являющейся универсальной для всех алюминиевых сплавов. Особенности модели при определении текстурной композиции при деформации состоят в том, что перебираются все возможные комбинации систем скольжения, чтобы найти оптимальную с точки зрения энергии пластического деформирования. Это позволяет использовать нелинейные законы деформационного упрочнения. Для вычисления изменения текстурных составляющих при рекристаллизации развита математическая JMAK-модель, учитывающая преимущественное зародышеобразование и ориентированный рост.

6. Исследование неравномерности текстуры и зеренной структуры по высоте очага деформации при термомеханической обработке сплавов 3104 и 8011 с помощью прокатки в непрерывном стане экспериментальными методами и с

помощью математического моделирования показало решающее влияние на ее развитие условий трения. Уменьшение силы трения снижает степень неравномерности. Если значения коэффициента трения в последней клетке не превышают 0,2, то значительных отклонений от идеальной плоско-деформированной схемы не наблюдается. В результате текстурная композиция и зеренная структура распределены по очагу деформации равномерно.

7. Анализ установленных закономерностей формирования текстуры в реальных промышленных процессах термомеханической обработки алюминиевых сплавов позволил выработать ряд рекомендаций по получению заданной текстурной композиции для исследуемых алюминиевых сплавов и разработать технологические режимы, позволяющие получать заданные значения анизотропии изделий.

8. Результаты диссертационной работы внедрены на АО «Аркони́к СМЗ» при разработке технологии производства листов и лент из сплавов 3104, 8011, 5182, 1565ч, 6016. Объем продукции, произведенной с использованием предложенной в диссертации технологии с 1.01.2018 г. по 31.12.2020 г. составил: для сплава 3104 – 492 тысяч тонн; для сплава 8011 – 14,1 тысячи тонн; для сплава 5182 – 79,5 тысячи тонн; для сплава 1565ч – 57 тонны. Общий экономический эффект от внедрения новых технологий составил 57 млн рублей. Также на ЗАО «Сеспель» была поставлена лента из сплава 1565ч, изготовленная по предложенной в диссертации технологии, которая использовалась для производства транспортных контейнеров. Общий экономический эффект составил на данном предприятии 6 млн рублей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Borchardt-Ott, W. Crystallography / W. Borchardt-Ott. – Springer Science & Business Media, 2012. – 303 с.
2. Арышенский, Ю. М. Получение рациональной анизотропии в листах / Ю. М. Арышенский, Ф. В. Гречников, В. Ю. Арышенский. – Москва : Металлургия, 1987. – 140 с.
3. Humphreys, F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – Elsevier, 2012. – 520 с.
4. Смирнов, В. С. Текстуροобразование металлов при прокатке / В. С. Смирнов, В. Д. Дурнев. – Москва : Металлургия, 1971. – 254 с.
5. Engler, O. Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture, and orientation mapping / O. Engler, V. Randle. – CRC press, 2009. – 488 с.
6. Адамеску, Р. А. Анизотропия физических свойств металлов / Р. А. Адамеску, П. В. Гельд, Е. А. Митюшов. – Москва : Металлургия, 1985. – 137 с.
7. Hirsch, J. Texture evolution and earing in aluminium can sheet / J. Hirsch // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 495. – P. 1565–1572.
8. Aryshenskii, E. Development of new fast algorithms for calculation of texture evolution during hot continuous rolling of Al–Fe alloys / E. Aryshenskii, R. Kawalla, J. Hirsch // Steel research international. – 2017. – Vol. 88. – № 10.
9. Hirsch, J. Textures in industrial processes and products / J. Hirsch // Materials Science Forum. – 2012. – Vol. 702. – P. 18–25.
10. Арышенский, Е. В. Формирование текстуры в алюминиевых листах и лентах, получаемых прокаткой / Е. В. Арышенский, В. Н. Серебряный, А. Ф. Гречникова // Москва : Теплотехник, 2013. – 88 с.
11. Шаскольская, М. П. Очерки о свойствах кристаллов / М. П. Шаскольская. – Москва : Наука: Главная редакция физико-математической литературы, 1978. – 191 с.
12. Bunge, H. J. Texture analysis in materials science: mathematical methods / H. J. Bunge. – Elsevier, 2013. – 614 с.

13. Vatne, H. E. Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium / H. E. Vatne // *Acta Materialia*. – 1996. – Vol. 44. – № 11. – P. 4463–4473.

14. Арышенский, Е. В. Формирование текстуры деформации при горячей прокатке алюминиевых листов в многоклетьевых непрерывных станах / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, А. Ф. Гречникова, М. В. Панкратов // *Технология легких сплавов*. – 2015. – № 4. – С. 45–52.

15. Серебряный, В. Н. Изучение ошибок ФРО при обращении полюсных фигур с использованием статистического метода гребневых оценок / В. Н. Серебряный, С. Ф. Куртасов, М. А. Лнтвинович // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2007. – Т. 73. – № 4. – С. 29–35.

16. Куртасов, С. Ф. Методика количественного анализа текстур прокатки материалов с кубической симметрией кристаллической решетки / С. Ф. Куртасов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2007. – Т. 73. – № 7. – С. 41–44.

17. Готтштайн, Г. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн ; перевод с английского К. Н. Золотовой и Д. О. Чаркина. – Москва : Бином. Лаборатория знаний, 2009. – 400 с.

18. Новиков, И. И. Дефекты кристаллического строения металлов : учебное пособие для вузов / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1983. – 231 с.

19. Aryshenskii, E. V. Study of the laws of texture formation in the alloy 8011 during cold rolling and annealing / E. V. Aryshenskii, V. N. Serebryany, M. S. Tepterev, A. F. Grechnikova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116. – № 9. – P. 925–931.

20. Engler, O. Influence of the precipitation state on the cold rolling texture in 8090 Al Li material / O. Engler, K. Lücke // *Materials Science and Engineering: A*. – 1991. – Vol. 148. – № 1. – P. 15–23.

21. Engler, O. Influence of the Rolling Temperature on the Texture Gradient in an Al-Mg-Si Alloy / O. Engler, J. Hirsch, K. F. Karhausen, G. Gottstein // *Materials Science Forum*. – 1994. – Vol. 157. – P. 673–678.

22. Hirsh, J. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals / J. Hirsh, K. Luke // *Acta Metallurgica*. – 1988. – Vol. 36. – № 11. – P. 2883–2903.
23. Bowen, A. W. Texture development in high strength aluminium alloys / A. W. Bowen // *Materials Science and Technology*. – 1990. – Vol. 6. – № 11. – P. 1058–1071.
24. Phase composition, texture, and anisotropy of the properties of Al–Cu–Li–Mg alloy sheets / S. Y. Betsofen, V. V. Antipov, N. Y. Serebrennilova [et al.] // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2017. – Vol. 2017. – № 10. – P. 831–837.
25. Betsofen, S. Y. Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys: phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties / S. Y. Betsofen, V. V. Antipov, M. I. Knyazev // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2016. – Vol. 2016. – № 4. – P. 326–341.
26. Betsofen, S. Y. Phase Composition, Texture, and Residual Stresses in Al–Cu–Li Friction Stir Welds / S. Y. Betsofen // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2018. – Vol. 2018. – № 4. – P. 359–366.
27. Gottstein, G. Evolution of recrystallization textures-Classical approaches and recent advances / G. Gottstein // *Materials Science Forum*. – 2002. – Vol. 408. – P. 1–24.
28. Gottstein, G. Grain boundary migration in metals: thermodynamics, kinetics, applications / G. Gottstein, L. S. Shvindlerman. – CRC press, 2009. – 711 c.
29. Ibe, G. Recrystallization, grain growth and textures / G. Ibe, K. Lücke // *American Society for Metals*. – 1966. – P. 434.
30. Nes, E. The $40^\circ < 111 >$ orientation relationship in recrystallisation / E. Nes, H. E. Vatne // *Zeitschrift für Metallkunde*. – 1996. – Vol. 87. – № 6. – P. 448–453.
31. Dalland, O. Origin of cube texture during hot rolling of commercial Al Mn Mg alloys / O. Dalland, E. Nes // *Acta materialia*. – 1996. – Vol. 44. – № 4. – P. 1389–1411.
32. Hjelen, J. On the origin of recrystallization textures in aluminium / J. Hjelen, R. Ørsund, E. Nes // *Acta metallurgica et materialia*. – 1991. – Vol. 39. – № 7. – P. 1377–1404.

33. Marx, V. Simulation of the texture evolution of aluminium alloys during primary static recrystallization using a cellular automaton approach / V. Marx, G. Gottstein // MRS Online Proceedings Library Archive. – 1998. – Vol. 529. – P. 107–112.
34. Humphreys, J. F. Nucleation in recrystallization / J. F. Humphreys // Materials Science Forum. – 2004. – Vol. 467. – P. 107–116.
35. Engler, O. Modeling the recrystallization textures of aluminum alloys after hot deformation / O. Engler, H. E. Vatne // JOM. – 1998. – Vol. 50. – № 6. – P. 23–27.
36. Engler, O. Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications / O. Engler // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 538. – P. 69–80.
37. Engler, O. Simulation of rolling and recrystallization textures in aluminium alloy sheets / O. Engler // Materials science forum. – 2007. – Vol. 550. – P. 23–34.
38. Engler, O. On the Impact of Thermo-Mechanical Processing on Texture and the Resultant Anisotropy of Aluminium Sheet / O. Engler // Materials Science Forum. – 2012. – Vol. 702. – P. 427–434.
39. Betsofen, S. Y. Inhomogeneity of texture, particle precipitation and grain size under recrystallization of Al-Mg, Al-Mg-Li and Al-Mg-Sc alloys / S. Y. Betsofen, A. L. Lapin // Materials Science Forum. – 2004. – Vol. 467. – P. 363–368.
40. Engler, O. Nucleation and growth during recrystallisation of aluminium alloys investigated by local texture analysis / O. Engler // Materials science and technology. – 1996. – Vol. 12. – № 10. – P. 859–872.
41. Engler, O. On the influence of orientation pinning on growth selection of recrystallisation / O. Engler // Acta materialia. – 1998. – Vol. 46. – № 5. – P. 1555–1568.
42. Hutchinson, W. B. Recrystallisation textures in iron resulting from nucleation at grain boundaries / W. B. Hutchinson // Acta metallurgica. – 1989. – Vol. 37. – № 4. – P. 1047–1056.
43. Bellier, S. P. The structure of deformed aluminium and its recrystallization-investigations with transmission Kossel diffraction / S. P. Bellier, R. D. Doherty // Acta metallurgica. – 1977. – Vol. 25. – № 5. – P. 521–538.

44. Huang, H. Effects of Al₃(Sc, Zr) and Shear Band Formation on the Tensile Properties and Fracture Behavior of Al-Mg-Sc-Zr Alloy / H. Huang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2015. – Vol. 24. – № 11. – P. 4244–4252.
45. Zakharov, V. V. Shear bands in aluminum alloys containing scandium and lithium / V. V. Zakharov, T. D. Rostova // Metal science and heat treatment. – 1996. – Vol. 38. – № 4. – P. 163–167.
46. Lücke, K. Effects of particles on development of microstructure and texture during rolling and recrystallisation in fcc alloys / K. Lücke, O. Engler // Materials Science and Technology. – 1990. – Vol. 6. – № 11. – P. 1113–1130.
47. Dillamore, I. L. Transition bands and recrystallization in metals / I. L. Dillamore, P. L. Morris, C. J. E. Smith, W. B. Hutchinson // Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences. – 1972. – Vol. 329. – № 1579. – P. 405–420.
48. Humphreys, F. J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium / F. J. Humphreys // Acta Metallurgica. – 1977. – Vol. 25. – № 11. – P. 1323–1344.
49. Chan, H. M. Effect of particle stimulated nucleation on orientation of recrystallized grains / H. M. Chan, F. J. Humphreys // Metal science. – 1984. – Vol. 18. – № 11. – P. 527–530.
50. Velay, X. Prediction and control of subgrain size in the hot extrusion of aluminium alloys with feeder plates / X. Velay // Journal of materials processing technology. – 2009. – Vol. 209. – P. 3610–3620.
51. Duan, X. Influence of forming parameters on the final subgrain size during hot rolling of aluminium alloys / X. Duan, T. Sheppard // Journal of materials processing technology. – 2002. – Vol. 130. – P. 245–249.
52. Truszkowski, W. Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals / W. Truszkowski, J. Król, B. Major // Metallurgical Transactions A. – 1980. – Vol. 11. – № 5. – P. 749–758.

53. Truszkowski, W. On penetration of shear texture into the rolled aluminum and copper / W. Truszkowski, J. Krol, B. Major // *Metallurgical transactions A*. – 1982. – Vol. 13. – № 4. – P. 665–669.

54. Engler, O. A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets / O. Engler, C. N. Tomé, M. Y. Huh // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2000. – Vol. 31. – № 9. – P. 2299–2315.

55. Formation of shear texture components during hot rolling of AA 1050 / C. G. Kang, H. G. Kang, H. C. Kim [et al.] // *Journal of materials processing technology*. – 2007. – Vol. 187. – P. 542–545.

56. Kim, J. K. Texture Evolution during Roll-Cladding of a Composite of Five Plies of Ferritic Stainless Steel and Aluminium Sheets / J. K. Kim, M. Y. Huh, K. K. Jee, O. Engler // *Materials Science Forum*. – 2005. – Vol. 495. – P. 1681–1686.

57. Wright, S. I. Textural and microstructural gradient effects on the mechanical behavior of a tantalum plate / S. I. Wright, G. T. Gray, A. D. Rollett // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1994. – Vol. 25. – № 5. – P. 1025–1031.

58. Chakrabarti, D. J. Through thickness property variations in 7050 plate / D. J. Chakrabarti, H. Weiland, B. A. Cheney, J. T. Staley // *Materials Science Forum*. – 1996. – Vol. 217. – P. 1085–1090.

59. Van Bael, A. Side-bulging during tensile tests of IF-steels with cross-thickness texture gradients / A. Van Bael, E. Hoferlin, L. Kestens, P. Van Houtte // *Materials science forum*. – 1998. – Vol. 273. – P. 417–424.

60. Hölscher, M. Relationship between rolling textures and shear textures in fcc and bcc metals / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // *Acta metallurgica et materialia*. – 1994. – Vol. 42. – № 3. – P. 879–886.

61. Арышенский, В. Ю. Разработка механизма формирования заданной анизотропии свойств в процессе прокатки алюминиевых лент для глубокой вытяжки с утонением: тенденции развития и организационные формы : специальность 05.03.05 «Процессы и машины обработки давлением» : диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук : 05.03.05 /

Арышенский Владимир Юрьевич ; Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева. – Самара, 2002. – 312 с.

62. Арышенский, Е. В. Исследование влияния внешнего трения при горячей прокатке на текстуру ленты из алюминиевого сплава 3104 / Е. В. Арышенский // Производство проката. – 2012. – № 7. – С. 14–17.

63. Исследование распределения компонентов текстуры по сечению заготовки из алюминиевого сплава 8011 при горячей прокатке в четырехклетевой непрерывной группе / В. В. Яшин, Е. В. Арышенский, С. В. Коновалов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 5. – С. 35–39.

64. Гречников, Ф. В. Феноменологические и кристаллографические основы формирования заданной анизотропии свойств при прокатке высокотекстурованных алюминиевых лент / Ф. В. Гречников, В. Ю. Арышенский // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С. П. Королёва (национального исследовательского университета). – 2002. – № 1. – С. 68–77.

65. Hirsch, J. Through process modelling / J. Hirsch // Materials science forum. – 2006. – Vol. 519. – P. 15–24.

66. Engler, O. Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets / O. Engler, L. Löchte, J. Hirsch // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55. – № 16. – P. 5449–5463.

67. Hirsch, J. Thermomechanical control in aluminium sheet production / J. Hirsch // Materials Science Forum. – 2003. – Vol. 426. – P. 185–194.

68. Alexander, D. T. L. Solid-state intermetallic phase transformations in 3XXX aluminium alloys / D. T. L. Alexander, A. L. Greer // Acta materialia. – 2002. – Vol. 50. – № 10. – P. 2571–2583.

69. Hirsch, J. Microstructural evolution and crystallographic texture in the production of aluminium strips for food containers industry / J. Hirsch, A. F. Grechnikova, E.V. Aryshensky, A. M. Drits // Tsvetnye Metally. – 2018. – Part 2. – Issue 11. – P. 62–69.

70. Modelling of cooling and recrystallization kinetics during self-annealing of aluminium coils / A. Nam, V. Yashin, E. Aryshenskii [et al.] // Materials Science Forum. – 2018. – Vol. 918. – P. 110–116.

71. Castro-Fernandez, F. R. Changes of flow stress and microstructure during hot deformation of Al–1Mg–1Mn / F. R. Castro-Fernandez, C. M. Sellars, J. A. Whiteman // Materials science and technology. – 1990. – Vol. 6. – № 5. – P. 453–460.

72. Iversen, J. T. Implementation and Testing of Numerical Models for Evolution of Microchemistry and Microstructure During Back-Annealing of Aluminium Alloys : Materials Science and Engineering : master's degree / J. T. Iversen ; Institutt for materialteknologi, 2014. – 73 p.

73. Totten, G. E. Handbook of aluminum / G. E. Totten, D. S. MacKenzie: Physical metallurgy and processes. Vol. 1. – CRC press, 2003. – 1290 p.

74. Vatne, H. E. Modelling of the recrystallization behaviour of AA5XXX aluminum alloys after hot deformation / H. E. Vatne, M. A. Wells // Canadian metallurgical quarterly. – 2003. – Vol. 42. – № 1. – P. 79–88.

75. Aryshenskii, E. Study of Texture Evolution in Aluminium Low Alloyed Sheets During Its Hot Rolling in Industrial Continuous Mills : Material and Metal Working technologies : Dr.-Ing / Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2017.

76. Vatne, H. E. Modelling recrystallization in multi-pass hot rolling and extrusion of commercial aluminium alloys / H. E. Vatne // Hot deformation of aluminum alloys II. – 1998. – P. 329–340.

77. Constitutive modeling of a 5182 aluminum as a function of strain rate and temperature / S. R. Chen, M. G. Stout, U. F. Kocks [et al.]. – NM (United States) : Los Alamos National Lab., 1998. – 15 p.

78. Wells, M. A. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminum alloys: Part I. Microstructural evolution / M. A. Wells // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1998. – Vol. 29. – № 3. – P. 611–620.

79. Колобов, В. Г. Разработка термомеханических режимов прокатки тонких алюминиевых лент с рациональным для штамповки комплексом механических свойств и анизотропии : специальность 05.02.09 «Технологии и машины

обработки давлением» : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Владимир Геннадьевич Колобов ; Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева. – Самара, 2013. – 144 с.

80. Ryum, N. Comment on the recrystallization behaviour of Al-Mg alloys / N. Ryum, J. D. Embury // *Scandinavian Journal of Metallurgy*. – 1982. – Vol. 11. – P. 51–54.

81. Wells, M. A. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminum alloys: Part III. Overall model development and validation / M. A. Wells // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 1998. – Vol. 29. – № 3. – P. 709–719.

82. Wells, M. A. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminum alloys: Part II. Textural evolution / M. A. Wells // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 1998. – Vol. 29. – № 3. – P. 621–633.

83. Арышенский, Е. В. Получение рациональной анизотропии в сплаве 5182 при горячей прокатке в полунепрерывных станах / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, А. Ф. Гречникова // Труды международного научнотехнического конгресса «ОМД-2014». – 2014. – С. 254–262.

84. The effect of scandium addition on the mechanical properties of pure aluminium and of an AlMg6 alloy / T. Torma, E. Kovács-Csetényi, L. Vitalis [et al.] // *Materials Science Forum*. – 1987. – Vol. 13. – P. 497–504.

85. Drits, M. E. Structure and mechanical properties of aluminum-scandium alloys / M. E. Drits // *Rare Metals in Nonferrous Alloys* [in Russian], Nauka, Moscow. – 1975. – P. 160–166.

86. Mechanism for the effect of scandium on increases of strength and thermal stability of Al-Mg alloys / M. E. Drits, S. G. Pavlenko, L. Toporova [et al.] // *Akademiia Nauk SSSR, Doklady*. – 1981. – Vol. 257. – № 2. – P. 353–356.

87. Елагин, В. И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами / В. И. Елагин. – Москва : Металлургия, 1975. – С. 247.

88. Влияние микролегирования переходными и редкоземельными металлами системы алюминий-магний на механические свойства при термомеханической обработке / В. В. Яшин [и др.] // Производство проката. – 2017. – № 8. – С. 42–48.

89. Дриц, А. М. Свойства сварных соединений листов сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами / А. М. Дриц, В. В. Овчинников // Цветные металлы. – 2013. – № 11. – С. 84–90.

90. Филатов, Ю. А. Деформируемые сплавы на основе системы Al-Mg-Sc / Ю. А. Филатов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 6. – С. 33–36.

91. Rushchits, S. V. Investigation of texture structure and mechanical properties evolution during hot deformation of 1565 aluminum alloy / S. V. Rushchits, E. V. Aryshenskii, R. Kawalla, V. Serebryany // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 854. – P. 73–78.

92. Investigation impact of stressed state conditions and thermomechanical parameters on the texture and structure evolution in 1565ph aluminium alloy / V. V. Yashin, E. V. Aryshensky, R. F. Kawalla [et al.] // IOP Conference Series. Materials Science and Engineering (Online). – 2016. – Vol. 156. – № 1. – P. 1–6.

93. Арышенский, Е. В. Влияние микролегирования сплавов системы алюминий-магний редкоземельными и переходными металлами на эволюцию структуры при термомеханической обработке / Е. В. Арышенский, А. Ф. Гречникова, В. В. Яшин, М. С. Тептерев // Производство проката. – 2017. – № 4. – С. 4–11.

94. Aryshenskii, E. Investigation of texture and structure evolution during hot rolling of 1070, 3104 and 8011 aluminum alloys in continuous mill / E. Aryshenskii // La Metallurgia Italiana. – 2017. – Vol. 3. – P. 11–21.

95. Engler, O. On the influence of dispersoids on the particle stimulated nucleation of recrystallization in an Al-Fe-Si model alloy / O. Engler. – NM (United States) : Los Alamos National Lab, 1997. – 13 p.

96. Schäfer, C. Recrystallization modeling of AA8XXX alloys with cellular automata considering recovering kinetics / C. Schäfer // Advanced Engineering Materials. – 2010. – Vol. 12. – № 3. – P. 131–140.

97. Vatne, H. E. The effect of precipitates on texture development / H. E. Vatne, O. Engler, E. Nes // *Materials Science Forum*. – 1994. – Vol. 157. – P. 1501–1506.

98. Experimental investigation of forming limit, void coalescence and crystallographic textures of aluminum alloy 8011 sheet annealed at various temperatures / K. Velmanirajan, K. Anuradha, A. Syed Abu Thaheer [et al.] // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2014. – Vol. 14. – P. 398–416.

99. Гречникова, А. Ф. Разработка режимов прокатки обшивочных листов для обтяжки с рациональным сочетанием параметров структуры и анизотропии свойств : специальность 05.02.09 «Технологии и машины обработки давлением» : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Анна Федоровна Гречникова ; Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева. – Самара, 2013. – 193 с.

100. Xiao, Z. Modeling of flow stress of 2026 al alloy under hot compression / Z. Xiao, Y. Huang, Y. Liu // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 2016. – P. 1–8.

101. Yi, Y. Prediction of grain size for large-sized aluminium alloy 7050 forging during hot forming / Y. Yi // *Journal of Central South University of Technology*. – 2008. – Vol. 15. – № 1. – P. 1–5.

102. Microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot deformation / J. P. Li, S. H. E. N. Jian, X. D. Yan [et al.] // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2010. – 20(2). – P. 189–194.

103. Duan, X. Simulation and control of microstructure evolution during hot extrusion of hard aluminium alloys / X. Duan, T. Sheppard // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. 351. – № 1–2. – P. 282–292.

104. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. I. Физические основы многоуровневого подхода / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9. – № 3.

105. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. II. Явление взаимного проникания частиц разнородных

твердых тел без нарушения сплошности под воздействием концентрированных потоков энергии / В. Е. Панин, А. В. Панин, Д. Д. Моисеенко [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 4. – С. 5–14.

106. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. III. Неупругий предвестник зарождения пластического сдвига / В. Е. Панин, Д. Д. Моисеенко, П. В. Максимов, А. В. Панин // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 5. С. 5–16.

107. Макаров, П. В. Моделирование процессов деформации и разрушения на мезоуровне / П. В. Макаров // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 1999. – № 5. – С. 109–131.

108. Масштабные уровни локализации пластической деформации и механизм разрушения монокристаллов LiF при сжатии / В. Е. Панин, Е. Е. Дерюгин, В. Хэджиконтис [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 4. – С. 21–32.

109. Панин, В. Е. Основы физической мезомеханики / В. Е. Панин // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т. 1. – № 1. – С. 5–22.

110. Трусов, П. В. Многоуровневые модели моно-поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / П. В. Трусов, А. И. Швейкин. – Новосибирск : Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.

111. Трусов, П. В. Применение несимметричных мер напряженного и деформированного состояния при построении многоуровневых конститутивных моделей материалов / П. В. Трусов, Е. С. Нечаева, А. И. Швейкин // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 2. – С. 15–31.

112. Ашихмин, В. Н. Прямое моделирование упругопластического поведения поликристаллов на мезоуровне / В. Н. Ашихмин, П. В. Трусов // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5. – № 3. – С. 37–51.

113. Бразгина, О. В. Двухуровневая модель для описания упруговязкопластического деформирования ГПУ-металлов: упрочнение для двойников / О. В. Бразгина, П. В. Трусов // Вестник Пермского государственного

технического университета. Прикладная математика и механика. – 2011. – № 9. – С. 19–28.

114. Гун, Г. Я. Теоретические основы обработки металлов давлением : учебник / Г. Я. Гун. – Москва : Металлургия, 1980. – 456 с.

115. Гун, Г. Я. Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением : учебное пособие / Г. Я. Гун. – Москва : Металлургия, 1983. – 351 с.

116. Гун, Г. Я. Система ФОРМ-2Д и моделирование технологии горячей объёмной штамповки / Г. Я. Гун, Н. В. Биба, А. И. Лишний // Кузнечно-штамповочное производство. – 1994. – № 7. – С. 9.

117. Rowe, G. W. Finite element plasticity and metal formig analisys / G.W. Rowe. – Cambridge University Press, 1991. – 281 p.

118. Rowe, G. W. Finite-element plasticity and metalforming analysis / G. W. Rowe, C. E. N. Sturgess, P. Hartley, I. Pillinger. – Cambridge University Press, 2005. – 324 p.

119. Трусов, П. В. О геометрически нелинейных определяющих соотношениях упругого материала / П. В. Трусов, Н. С. Кондратьев, А. И. Швейкин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2015. – № 3. – С. 182–200.

120. Трусов, П. В. Теория пластичности / П. В. Трусов, А. И. Швейкин. – Пермь : Издательство ПНИП, 2011. – 419 с.

121. Трусов, П. В. Анализ деформирования ГЦК-металлов с использованием физической теории упругопластичности / П. В. Трусов // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – № 3.

122. Исупова, И. Л. Математическое моделирование фазовых превращений в сталях при термомеханической нагрузке / И. Л. Исупова, П. В. Трусов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2013. – № 3. – С. 126–156.

123. Кондратьев, Н. С. Модель неупругого деформирования оцк-поликристаллов с учетом двойниковой моды деформирования. Численное моделирование некоторых процессов деформирования / Н. С. Кондратьев,

П. В. Трусов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2011. – № 4. – С. 125–141.

124. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика зернограничного скольжения в деформируемом поликристалле / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, Т. Ф. Елсукова // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 15–22.

125. Варгасов, Н. Р. Моделирование поведения стали 07X16H4Б при горячем деформировании / Н. Р. Варгасов, В. В. Рыбин // Вопросы материаловедения. – 2004. – № 1. – С. 12–17.

126. Taylor, G. I. Bakerian lecture: the distortion of an aluminium crystal during a tensile test / G. I. Taylor, C. F. Elam // Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character. – 1923. – Vol. 102. – № 719. – P. 643–667.

127. Taylor, G. I. The plastic extension and fracture of aluminium crystals / G. I. Taylor, C. F. Elam // Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character. – 1925. – Vol. 108. – № 745. – P. 28–51.

128. Van Houtte, P. A comprehensive mathematical formulation of an extended Taylor-Bishop-Hill model featuring relaxed constraints, the Renouard-Wintenberger theory and a strain rate sensitivity model / P. Van Houtte // Texture, Stress, and Microstructure. – 1988. – Vol. 8. – P. 313–350.

129. Van Houtte, P. Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model / P. Van Houtte, S. Li, M. Seefeldt, L. Delannay // International journal of plasticity. – 2005. – Vol. 21. – № 3. – P. 589–624.

130. Delannay, L. Finite element modeling of crystal plasticity with grains shaped as truncated octahedrons / L. Delannay, P. J. Jacques, S. R. Kalidindi // International Journal of Plasticity. – 2006. – Vol. 22. – № 10. – P. 1879–1898.

131. Zhang, K. An explicit integration scheme for hypo-elastic viscoplastic crystal plasticity / K. Zhang, B. Holmedal, S. Dumoulin, O. S. Hopperstad // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24. – № 7. – P. 2401–2407.

132. Li, S. Crystal plasticity finite element analysis of texture evolution in equal channel angular extrusion / S. Li, S. R. Kalidindi, I. J. Beyerlein // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 410. – P. 207–212.

133. Asaro, R. J. Micromechanics of crystals and polycrystals / R. J. Asaro // *Advances in applied mechanics*. – 1983. – Vol. 23. – № 1. – P. 1–115.

134. Through-process texture modelling of aluminium alloys / M. Crumbach, M. Goerdeler, G. Gottstein [et al.] // *Modelling and simulation in materials science and engineering*. – 2003. – 12(1). – S1. – P. 1–16.

135. Van Houtte, P. Quantitative prediction of cold rolling textures in low-carbon steel by means of the LAMEL model / P. Van Houtte, L. Delannay, I. Samajdar // *Texture, Stress, and Microstructure*. – 1999. – Vol. 31. – № 3. – P. 109–149.

136. Engler, O. Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model / O. Engler, M. Crumbach, S. Li // *Acta materialia*. – 2005. – Vol. 53. – № 8. – P. 2241–2257.

137. Kalidindi, S. R. Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of FCC metals / S. R. Kalidindi, C. A. Bronkhorst, L. Anand // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1992. – Vol. 40. – № 3. – P. 537–569.

138. Raabe, D. Coupling of a crystal plasticity finite-element model with a probabilistic cellular automaton for simulating primary static recrystallization in aluminium / D. Raabe, R. C. Becker // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2000. – Vol. 8. – № 4. – P. 445.

139. Sellars, C. M. La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud / C. M. Sellars, W. J. McG. Tegart // *Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg*. – 1966. – № 63. – P. 731–746.

140. Liu, W. C. Kinetics of the formation of the β fiber rolling texture in continuous cast AA 5xxx series aluminum alloys / W. C. Liu, J. G. Morris // *Scripta materialia*. – 2002. – Vol. 47. – № 11. – P. 743–748.

141. Zeng, Q. Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling / Q. Zeng, X. Wen, T. Zhai // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 476. – № 1–2. – P. 290–300.

142. Liu, W. C. Texture evolution of continuous cast and direct chill cast AA 3003 aluminum alloys during cold rolling / W. C. Liu, T. Zhai, J. G. Morris // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – № 2. – P. 83–88.
143. Avrami, M. Kinetics of phase change. I General theory / M. Avrami // *The Journal of chemical physics*. – 1939. – Vol. 7. – № 12. – P. 1103–1112.
144. Avrami, M. Kinetics of phase change. I General theory / M. Avrami // *The Journal of chemical physics*. – 1939. – Vol. 7. – № 12. – P. 1103–1112.
145. Kolmogorov, A. N. On the statistical theory of the crystallization of metals / A. N. Kolmogorov // *Bull. Acad. Sci. USSR, Math. Ser.* – 1937. – Vol. 1. – № 3. – P. 355–359.
146. Johnson, W. A. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth / W. A. Johnson // *Am. Inst. Min. Metal. Petro. Eng.* – 1939. – Vol. 135. – P. 416–458.
147. Kelly, A. *Strong Solids* / A. Kelly, N. H. Macmillan. – Oxford : Oxford University Press, 1986.
148. Smallman, R. E. *Modern physical metallurgy* / R. E. Smallman. – Elsevier, 2016.
149. Новиков, И. И. Дефекты кристаллического строения металлов / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1983. – 232 с.
150. Raabe, D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation / D. Raabe // *Annual review of materials research*. – 2002. – Vol. 32. – № 1. – P. 53–76.
151. Wolfram, S. *Theory and applications of cellular automata* / S. Wolfram. – World Scientific, 1986. – P. 485–557.
152. Potts, R. B. Some generalized order-disorder transformations / R. B. Potts // *Mathematical proceedings of the Cambridge philosophical society*. – Cambridge University Press, 1952. – Vol. 48. – № 1. – P. 106–109.
153. Hu, Y. Experimental and computer model investigations of microtexture evolution of non-oriented silicon steel / Y. Hu, M. A. Miodownik, V. Randle // *Materials Science and Technology*. – 2008. – Vol. 24. – № 6. – P. 705–710.

154. Anderson, M. P. Computer simulation of normal grain growth in three dimensions / M. P. Anderson, G. S. Grest, D. J. Srolovitz // *Philosophical Magazine B*. – 1989. – Vol. 59. – № 3. – P. 293–329.

155. Crumbach, M. Modelling of recrystallisation textures in aluminium alloys: I. Model set-up and integration / M. Crumbach, M. Goerdeler, G. Gottstein // *Acta materialia*. – 2006. – Vol. 54. – № 12. – P. 3275–3289.

156. Sebald, R. Modeling of recrystallization textures:: interaction of nucleation and growth / R. Sebald, G. Gottstein // *Acta materialia*. – 2002. – Vol. 50. – № 6. – P. 1587–1598.

157. Kühbach, M. A statistical ensemble cellular automaton microstructure model for primary recrystallization / M. Kühbach, G. Gottstein, L. A. Barrales-Mora // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 107. – P. 366–376.

158. Castro-Fernandez, F. R. Changes of flow stress and microstructure during hot deformation of Al–1Mg–1Mn / F R. Castro-Fernandez, C. M. Sellars, J. A. Whiteman // *Materials science and technology*. – 1990. – Vol. 6. – № 5. – P. 453–460.

159. Sellars, C. M. Recrystallization and grain growth in hot rolling / C. M. Sellars, J. A. Whiteman // *Metal Science*. – 1979. – Vol. 13. – № 3–4. – P. 187–194.

160. Schäfer, C. Modeling of texture development during tandem hot rolling of AA3103 / C. Schäfer, V. Mohles, G. Gottstein // *Applications of Texture Analysis*. – 2008. – P. 537–545.

161. Sellars, C. M. Plane strain compression testing at elevated temperatures / C. M. Sellars // *Report on research work supported by Science Research Council grant B/RG/1481, University of Sheffield*. – 1976. – 271 p.

162. Han, H. The validity of mathematical models evaluated by two-specimen method under the unknown coefficient of friction and flow stress / H. Han // *Journal of materials processing technology*. – 2002. – Vol. 122. – № 2–3. – P. 386–396.

163. Sellars, C. M. La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud / C. M. Sellars, W. J. Tegart // *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*. – 1966. – Vol. 63. – P. 731–746.

164. Zaidi, M. A. Development of microstructure throughout roll gap during rolling of aluminium alloys / M. A. Zaidi, T. Sheppard // Metal Science. – 1982. – Vol. 16. – № 5. – P. 229–238.

165. Гречников, Ф. В. Качественное описание математической модели для процесса деформации при прямоугольной раскатке колец / Ф. В. Гречников, Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2006. – Т. 8. – № 4. – С. 1121–1123.

166. Оводенко, А. М. Разработка математической модели распределения сил натяжения по ширине полосы при горячей прокатке в непрерывной группе стана 2800 / А. М. Оводенко, Е. В. Арышенский, А. Ф. Гречникова, Э. Д. Беглов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13. – № 6. – С. 145–151.

167. Арышенский, Е. В. Разработка математической модели и исследование процесса прокатки тонких полос из сплава 5182 с целью выяснения причин их обрывности / Е. В. Арышенский, В. Г. Колобов, А. М. Оводенко, Э. Д. Беглов // Технология легких сплавов. – 2011. – № 3. – С. 72–78.

168. Арышенский, Е. В. Методика расчета усилия прокатки алюминиевых сплавов с учетом влияния зоны затрудненной деформации / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, В. Г. Колобов, М. А. Панкратов // Производство проката. – 2012. – № 11. – С. 02–06.

169. Арышенский, Е. В. Разработка методики расчета процесса горячей прокатки алюминиевой ленты в непрерывной группе клетей с учетом уширения металла и сплющивания валков / Е. В. Арышенский, А. М. Оводенко, Э. Д. Беглов // Производство проката. – 2012. – № 12. – С. 06–13.

170. Гречников, Ф. В. Влияние междеформационных пауз на разупрочнение при раскатке колец гтд / Ф. В. Гречников, Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, В. А. Костышев // Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования. Металлдеформ – 2009 : труды 3-й Международной научно-технической конференции; в 2 томах ; Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева, Волжский филиал

института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – 2009. – С. 90–96.

171. Арышенский, Е. В. Основы технологии прокатки алюминиевых сплавов с заданной кристаллографией структуры / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, В. Ю. Арышенский, И. А. Латушкин // Производство проката. – 2017. – № 6. – С. 310.

172. Арышенский, В. Ю. Программа TEXTURE_DEF_RX для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при горячей, многопроходной прокатке алюминиевых сплавов / В. Ю. Арышенский, Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов. – 2019.

173. Development of a mathematical model of plate rolling on hot reversing mills / V. V. Yashin, E. V. Aryshenskii, E. D. Beglov [et al.] // Key Engineering Materials. – 2017. – Vol. 746 KEM. – P. 48–55.

174. Моделирование эволюции структуры при горячей прокатке алюминиевых сплавов в реверсивной клети в программном комплексе DEFORM / В. Ю. Чинов, В. В. Яшин, Е. В. Арышенский [и др.] // Производство проката. – 2019. – № 12. – С. 3–8.

175. Yashin, V. V. Large size metal-clad ingots rolling process analysis using finite elements method / V. V. Yashin, E. D. Beglov, E. V. Aryshensky, I. A. Latushkin // Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies. – 2018. – Vol. 11. – № 4. – P. 419–426.

176. Yashin, V. V. Modeling of structure evolution during hot rolling of aluminum alloys in the software package deform / V. V. Yashin, M. S. Tepterev, E. V. Aryshensky, V. V. Kolotilin // Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies. – 2016. – Vol. 9. – № 6. – P. 830–835.

177. Гречников, Ф. В. Конечно-элементная модель расчета величины накопленной деформации в процессе горячей раскатки колец / Ф. В. Гречников, Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2009 – Т. 11 – № 3–1. – С. 230–235.

178. Development of the new fast approach for calculation of texture evolution during hot deformation of aluminum alloys / A. Evgenii, B. Erkin, J. Hirsch [et al.] // *Procedia Manufacturing*. – 2019. – Vol. 37. – P. 492–499.

179. Арышенский, Е. В. Формирование текстуры алюминиевых сплавов в процессах прокатки : монография / Е. В. Арышенский, С. В. Коновалов, Ф. В. Гречников. – Самара : Издательство Самарского университета, 2021. – 176 с.

180. Арышенский, Е. В. Подход к учету ориентированного роста зерен при моделировании рекристаллизации алюминиевых сплавов / Е. В. Арышенский // *Ползуновский вестник*. – 2020. – № 2. – С. 133–139.

181. Influence of Mg content on texture development during hot plain-strain deformation of aluminum alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, S. Konovalov [et al.] // *Metals* 2021. – Vol. 11. – Issue 6. – P. 1–17.

182. Арышенский, Е. В. Разработка новой тейлоровской модели с неполными ограничениями и учетом сложных законов упрочнения для эволюции текстуры при горячей деформации алюминиевых сплавов / Е. В. Арышенский, С. В. Коновалов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2021. – Т. 18. – № 3. – С. 281–288.

183. Арышенский, Е. В. Особенности формирования кристаллографической текстуры в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния на этапе проработки литой структуры / Е. В. Арышенский, С. В. Коновалов // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. – 2021. – № 3.

184. Rushchits, S. V. Modeling the hot deformation behavior of 1565ch aluminum alloy / S. V. Rushchits, A. M. Akhmed'Yanov, E. V. Aryshensky, S. M. Sosedkov // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 684. – P. 35–41.

185. Тептерев, М. С. Об особенностях зеренной структуры и интерметаллидных частиц второй фазы в сплаве 1565ч после горячей прокатки / М. С. Тептерев, Е. С. Читнаева, А. В. Трибунский, Е. В. Арышенский // *Металлургия машиностроения*. – 2019. – № 3. – С. 24–27.

186. Физическое моделирование алюминиевого сплава 8011 с повышенным содержанием железа в условиях горячей деформации на комплексе gleeble / Е. В. Арышенский, Н. Г. Колбасников, С. В. Ганин [и др.] // Производство проката. – 2018. – № 6. – С. 3–8.

187. Арышенский, В. Ю. Влияние режимов гомогенизации на физико-механические свойства и микроструктуру алюминиевого сплава 6016 / В. Ю. Арышенский, А. В. Трибунский, В. А. Елагин, Е. В. Арышенский // Металлургия машиностроения. – 2019. – № 3. – С. 35–39.

188. Influence of local inhomogeneity of thermomechanical treatment conditions on microstructure evolution in aluminum alloys / E. V. Aryshenskii, R. Kawalla, J. Hirsch [et al.] // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – Vol. 27. – № 12. – P. 6780–6799.

189. Study of the recrystallization behaviour of the aluminium 1565ch alloy during hot rolling of the as cast structures / E. V. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Yashin [et al.] // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6. – № 7.

190. Реологические свойства в условиях горячей деформации сплава 01570 в интервале температур 350–450 °C и скоростей деформации 1–10 С-1 / Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019620305 : 21.02.2019 : Заявка № 2019620164 от 12.02.2019 / Коновалов С. В., Арышенский Е. В., Яшин В. В., Осинцев К. А.

191. Параметры кинетики рекристаллизации сплава aa5182 / Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019620306 : 21.02.2019 : Заявка № 2019620165 от 12.02.2019 / Коновалов С. В., Арышенский Е. В., Яшин В. В., Осинцев К. А.

192. Распределение плотности малоугловых границ в зависимости от ориентировок зерна на сплавах системы al-mg, aa5182, 1565ч и 01570 в условиях горячей деформации в интервале температур 350-450 0с и скоростей деформации 1-10 С-1 / Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019621080 : 24.06.2019 : Заявка № 2019620952 от 11.06.2019 / Арышенский Е. В., Яшин В. В., Воронин С. В., Читнаева Е. С., Абалихина О. В.

193. Aryshenskii, E. V. Specific features of microstructural evolution during hot rolling of the as-cast magnesium-rich aluminum alloys with added transition metal

elements / E. V. Aryshenskii, J. Hirsch, S. V. Konovalov, U. Prah / Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2019. – Vol. 50. – № 12. – P. 5782–5799.

194. Стожаров, Д. А. Теоретическое исследование процесса эволюции микроструктуры при прокатке сплавов системы al-mg в программном комплексе DEFORM 2D / В. В. Яшин, Е. В. Арышенский [и др.] // Ползуновский вестник. – 2020. – № 2. – С. 140–144.

195. Yashin, V. V. Study of the specific features, characterising homogenisation of the promising al-mg system aluminium alloys with transition elements addition / V. V. Yashin, E. V. Aryshenskii, S. V. Konovalov // International Journal of Nanotechnology. – 2019. – Vol. 16. – № 6–10. – P. 602–612.

196. Тептерев, М. С. Исследование влияния режимов отжига на эволюцию зернёной структуры и интерметаллидных фаз в холоднокатаной ленте из алюминиево-магниевого сплава / М. С. Тептерев, Е. В. Арышенский, С. В. Гук // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121. – № 9. – С. 995–1002.

197. Хирш, Ю. Особенности эволюции микроструктуры и кристаллографической текстуры при изготовлении алюминиевых лент для производства пищевых контейнеров. Ч. 1 / Ю. Хирш, А. Ф. Гречникова, Е. В. Арышенский, А. М. Дриц // Цветные Металлы. – 2018. – № 10. – P. 74–81.

198. Andrianov, A. V. Influence of 3104 alloy microstructure on sheet performance in ironing aluminum beverage cans / A. V. Andrianov, E. G. Kandalova, A. F. Grechnikova, E. V. Aryshensky // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 684. – P. 398–405.

199. Aryshenskii, E. Investigation of the intermetallic compounds fragmentation impact on the formation of texture during the as cast structure thermomechanical treatment of aluminum alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, S. Konovalov // Metals 2021. – Vol. 11. – Issue 3. – P. 1–30.

200. Study of Recrystallization Kinetics of 1565ch Aluminum Alloy during hot deformation / V. Yashin, A. M. Dric, E. Aryshenskii [et al.] // MATEC Web of Conferences. – 2020. – Vol. 326. – P. 1–5.

201. Яшин, В. В. Реологические свойства деформируемых алюминиевых сплавов 01570 и AA5182 в условиях горячей деформации / В. В. Яшин, С. В. Рущиц, Е. В. Арышенский, И. А. Латушкин // Цветные Металлы. – 2019. – № 3. – С. 64–69.

202. Яшин, В. В. Влияние добавок переходного металла гафния на микроструктуру алюминиевого сплава 01570 / В. В. Яшин, Е. В. Арышенский, А. М. Дриц, И. А. Латушкин // Цветные Металлы. – 2020. – Т. 2020. – № 11. – С. 84–90.

203. Aryshnskii, E. V. Strategy of refining the structure of aluminum magnesium alloys by complex microalloying with transition elements during casting and subsequent thermomechanical processing / E. V. Aryshnskii, V. Y. Bazhin, R. Kawalla // NON-FERROUS METALS 2019. – Vol. 46. – Issue 1. – P. 28–32.

204. Yashin, V. Study of recrystallization kinetics in AA5182 aluminium alloy after deformation of the as-cast structure / V. Yashin, E. Aryshenskii, J. Hirsch // Materials Research Express. – 6(6). – P. 1–15.

205. Investigation of subgrain and fine intermetallic particples size impact on grain boundary mobility in aluminum alloys with transitional metal addition / E. V. Aryshenskii, V. Y. Aryshenskii, E. D. Beglov [et al.] // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19. – P. 2183–2188.

206. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Bazhin [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). – 2019. – Vol. 29. – Issue 5. – P. 893–906.

207. Яшин, В. В. Влияние микролегирования алюминиевого сплава АМг5 переходными металлами (Sc, Zr, Nb) на структуру литой заготовки / В. В. Яшин, А. С. Кабанов, Е. В. Арышенский, И. А. Латушкин // Цветные металлы. – 2019. – № 2 – С. 56–61.

208. Яшин, В. В. Изучение кинетики распада пересыщенного твердого раствора в сплавах системы Al – Mg с добавками переходных элементов / В. В. Яшин, Е. В. Арышенский, И. А. Латушкин, Д. А. Стожаров // Цветные Металлы 2020. – Т. 2020. – № 11. – Р. 77–84.

209. Трибунский, А. В. Исследование эволюции размеров и количества интерметаллидных частиц при производстве листов и лент из алюминиевого сплава 6016 / А. В. Трибунский, Е. В. Арышенский, Е. А. Носова, В. Ю. Чинов // Технология металлов. – 2020. – № 5. – С. 46–53.

210. Арышенский, Е. В. Эволюция текстуры и микроструктуры при производстве листов и лент из алюминиевого сплава 5182 в современных прокатных комплексах / Е. В. Арышенский, В. Ю. Арышенский, А. Ф. Гречникова, Э. Д. Беглов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 7 (709). – С. 8–14.

211. Арышенский, Е. В. Формирование анизотропии механических свойств при холодной прокатке и промежуточном отжиге сплава 3105 / Е. В. Арышенский, В. Ю. Арышенский, Э. Д. Беглов, И. А. Латушкин // Производство проката. – 2016. – № 6. – С. 3–9.

212. Арышенский, Е. В. Изучение особенностей эволюции текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе авиационных алюминиевых сплавов. Ч. II: Фундаментальные проблемы современного материаловедения / Е. В. Арышенский. – 2020. – Т. 17. – № 3. – С. 323–329.

213. Арышенский, Е. В. Изучение особенностей эволюции текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе авиационных алюминиевых сплавов. Ч. I: Фундаментальные проблемы современного материаловедения / Е. В. Арышенский. – 2020. – Т. 17. – № 3. – С. 350–354.

214. Арышенский, Е. В. Изучение особенностей эволюции текстуры и структуры при горячей прокатке в непрерывной группе клетей алюминиевого сплава 6016 / Е. В. Арышенский, В. Ю. Арышенский, Е. С. Каурова, А. В. Трибунский // Цветные металлы. – 2021. – № 7. – С. 84–91.

215. Хирш, Ю. Особенности эволюции микроструктуры и кристаллографической текстуры при изготовлении алюминиевых лент для производства пищевых контейнеров. Ч. 2 / Ю. Хирш, А. Ф. Гречникова, Е. В. Арышенский, А. М. Дриц // Цветные Металлы. – 2018. – № 11. – С. 62–69.

216. Яшин, В. В. Изучение кинетики рекристаллизации алюминиевого сплава 1565ч с низкой степенью проработки литой структуры / В. В. Яшин, И. А. Латушкин, Е. В., Арышенский, Е. С. Читнаева // Цветные Металлы 2021. – Т. 2021. – № 1. – С. 58–64.

217. Specific of the Recrystallization Driving Force Calculation on the early Stages of Thermomechanical Treatment of Aluminum Alloys. In Materials Science Forum / E. V. Aryshenskii, J. Hirsch, E. D. Beglov [et al.]. – 2021. – Vol. 1037. – P. 273–280.

218. Sanders, R. E. Wrought-Non-Heat-Treatable Aluminum Alloys / R. E. Sanders, S. F. Baumann, H. C. Stumpf // Contemporary Research and Applications, eds. AK Vasudevan, RD Doherty (Cambridge, MA: Academic Press, Inc., 1989). – P. 65–105.

219. Todd, I. The Effect of Cumulative Alloying Additions on Intermetallic Phase Selection in Alloys Based on Al-0.5 wt.% Fe / I. Todd, H. Jones // Materials Science Forum. – 1996. – Vol. 217. – P. 201–206.

220. Sanders, R. E. Non-heat-treatable aluminum alloys / R. E. Sanders, S. F. Baumann, H. C. Stumpf // Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties. – 1986. – Vol. 3. – P. 1441–1484.

221. Mould, P. R. The effect of particle content and matrix grain size on the recrystallisation of two-phase aluminium-iron alloys / P. R. Mould, P. Cotterill // Journal of Materials Science. – 1967. – Vol. 2. – № 3. – P. 241–255.

222. Nes, E. The effect of a fine particle dispersion on heterogeneous recrystallization / E. Nes // Acta Metallurgica. – 1976. – 24. – P. 391–398.

223. Chan, H. M. The recrystallisation of aluminium-silicon alloys containing a bimodal particle distribution / H. M. Chan, F. J. Humphreys // Acta Metallurgica. – 1984. – 32. – P. 235–243.

224. Davis, J. R. Aluminum and aluminum alloys / J. R. Davis. – ASM international, 1993. – 772 p.

225. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебное пособие / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – Москва : МИСИС, 2005. – 416 с.

226. Blankenship Jr, C. P. Microstructure and properties of aluminum alloys, in: Microstructure And Properties Of Materials / C. P. Blankenship Jr, E. A. Starke Jr, E. Hornbogen. – World Scientific, 1996. – Vol. 1. – P. 1–49.
227. Aluminum: Properties and physical metallurgy / editor John E. Hatch. – Aluminum Association Inc. and ASM international, 1984. – 424 p.
228. Liu, W. C. Recrystallization behavior of a supersaturated Al-Mn alloy / W. C. Liu, B. Radhakrishnan // Materials letters. – 2010. – Vol. 64. – № 16. – P. 1829–1832.
229. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо ; перевод с английского. – Москва : Металлургия, 1979. – 640 с.
230. Дриц, А. М. Свойства сварных соединений листов сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами / А. М. Дриц, В. В. Овчинников // Цветные металлы. – 2013. – С. 84–90.
231. Jin, Bin Hui. Effect of Addition Zr on As-homogenization Microstructures of 5182 Aluminum Alloy / Bin Hui Jin, Hong Zhu Bao, Wu Li Xi. – Trans Tech Publ, 2013. – Vol. 749. – P. 47–53.
232. Захаров, В. В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов / В. В. Захаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 7–15.
233. Jones, M. J. Interaction of recrystallization and precipitation / M. J. Jones, F. J. Humphreys // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – № 8. – P. 2149–2159.
234. Toropova, L. S. Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium / L. S. Toropova, D. G. Eskin, M. L. Kharakterova, T. V. Dobatkina // MRS BULLETIN. – 2000. – P. 74–75.
235. Филатов, Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю. А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.
236. Røyset, J., Ryum, N., Precipitation and recrystallization of an Al-Mg-Sc alloy / J. Røyset, N. Ryum : Proceedings from The 4 th. Int. Conf. on Aluminium Alloys, ICAA4, 1994.

237. Riddle, Y. W. Control of recrystallization in Al-Mg alloys using Sc and Zr : Doctoral dissertation / Y. W. Riddle ; Georgia Institute of Technology, 1998. – 334 p.

238. Polmear, I. J. Nucleation from supersaturated solid solutions / I. J. Polmear // AUSTRALIAN INST METALS J 11. – 1966. – P. 246–257.

239. Quantitative 3D characterization of intermetallic phases in an Al–Mg industrial alloy by X-ray microtomography / E. Maire, J. Grenier, D. Daniel [et al.] // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 55. – № 2. – P. 123–126.

240. Constituent Particle Break-Up During Hot Rolling of AA 5182 / N. Moulin, D. Jeulin, C. Ducottet [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2010. – Vol. 12. – P. 20–29.

241. Muzyk, M. Ab initio calculations of the generalized stacking fault energy in aluminium alloys / M. Muzyk, Z. Pakiel, K. J. Kurzydowski // Scripta Materialia. – 2011. – Vol. 64. – № 9. – P. 916–918.

242. Zhao, D. Impurity effect of Mg on the generalized planar fault energy of Al / D. Zhao // Journal of materials science. – 2016. – Vol. 51. – № 14. – P. 6552–6568.

243. Диаграммы структурных состояний и диаграммы механизмов деформации алюминиевых сплавов. – Москва : ВИЛС, 1985. – С. 124.

244. Horiuchi, R. Mechanism of high temperature creep of aluminum-magnesium solid solution alloys / R. Horiuchi, M. Otsuka // Transactions of the Japan Institute of Metals. – 1972. – Vol. 13. – № 4. – P. 284–293.

245. Siethoff, H. Steady-State Deformation of Solid Solution Alloys at High Stresses / H. Siethoff, K. Ahlborn // Physica Status Solidi. – 1991. – Vol. 128. – № 2. – P. 397–406.

246. Puchi, E. S. High-temperature deformation of commercial-purity aluminum / E. S. Puchi, M. H. Staia // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – Vol. 29. – № 9. – P. 2345–2359.

247. Puchi, E. S. Constitutive equations for commercial-purity aluminum deformed under hot-working conditions / E. S. Puchi // J. Eng. Mater. Technol. – 1995. – 117(1). – P. 20–27.

248. Kocks, U. F. Laws for work-hardening and low-temperature creep / U. F. Kocks // *J. Eng. Mater. Technol.* – 1976. – 98(1). – P. 76–85.

249. Hjelen, J. On the origin of recrystallization textures in aluminium / J. Hjelen, R. Orsund, E. Nes // *Acta metallurgica et materialia.* – 1991. – Vol. 39. – № 7. – P. 1377–1404.

250. Грудев, А. П. Трение и смазки при обработке металлов давлением / А. П. Грудев, Ю. В. Зильберг, В. Т. Тилик. – Москва : Металлургия, 1982. – 310 с.

251. Huh, M. Y. Effect of lubrication on the evolution of microstructure and texture during rolling and recrystallization of copper / M. Y. Huh, Y. S. Cho, O. Engler // *Materials Science and Engineering: A.* – 1998. – Vol. 247. – № 1–2. – P. 152–164.

252. Арышенский, Е. В. Исследование антифрикционных свойств прокатной смазки для алюминиевых сплавов методом предельного обжатия / Е. В. Арышенский, В. В. Яшин, И. А. Латушкин, А. В. Баев // *Фундаментальные исследования.* – 2015. – № 3. – С. 15–18.

253. Арышенский, Е. В. Изучение антифрикционных свойств прокатных смазок применяющихся для алюминиевых сплавов / Е. В. Арышенский, М. А. Панкратов, В. Ю. Арышенский, Э. Д. Беглов // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований.* – 2014. – № 3–1. – С. 14–16.

254. Целиков, А. И. Теория прокатки / А. И. Целиков, А. И. Гришков. – Москва : Металлургия, 1970. – С. 358.

255. Kelly, A. Crystallography and Crystal Defects / A. Kelly, K. M. Knowles. – 2nd ed., 2012, ch. 9. – Chichester : John Wiley & Sons, Ltd. – P. 269–304.

256. Crumbach, M. Analysis of the activity of $\{1\ 1\ 0\} \langle 1\ 1\ 0 \rangle$ slip in AA3103 by inverse modeling / M. Crumbach, G. Gottstein // *Materials Science and Engineering: A.* – 2004. – Vol. 387. – P. 282–287.

257. Huang, Y. Hot deformation and annealing of cube oriented aluminium single crystals / Y. Huang, F. J. Humphreys, M. Ferry // *Materials science and technology.* – 2000. – Vol. 16. – № 11–12. – P. 1367–1371.

258. Hutchinson, B. The cube texture revisited / B. Hutchinson // *Materials Science Forum.* – 2012. – Vol. 702. – P. 3–10.

259. Dillamore, I. L. The mechanisms of recrystallization in cubic metals with particular reference to their orientation-dependence / I. L. Dillamore, H. Katoh // *Metal Science*. – 1974. – Vol. 8. – № 1. – P. 73–83.

260. Vatne, H. E. Deformation of cube-oriented grains and formation of recrystallized cube grains in a hot deformed commercial AlMgMn aluminium alloy / H. E. Vatne, R. Shahani, E. Nes // *Acta materialia*. – 1996. – Vol. 44. – № 11. – P. 4447–4462.

261. Ekstrom, H. E. Strip cast aluminium foil 1996 / H. E. Ekstrom // *TMS Annual Meeting*. – 1996. – P. 245–51.

262. Huang, Y. Hot deformation and annealing of cube oriented aluminium single crystals / Y. Huang, F. J. Humphreys, M. Ferry // *Materials science and technology*. – 2000. – Vol. 16. – № 11–12. – P. 1367–1371.

263. Гречников, Ф. В. Проектирование технологических режимов прокатки листов и лент для вытяжки изделий с минимальным фестонообразованием / Ф. В. Гречников, Я. А. Ерисов, Е. В. Арышенский // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва*. – 2011. – № 2 (26). – С. 158–167.

264. Арышенский, Е. В. Исследование влияния точности прокатки заготовок на производство корпусов банок под напитки / Е. В. Арышенский, А. М. Оводенко, В. Г. Колобов, Э. Д. Беглов // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2011. – Т. 13. – № 6. – С. 269–273.

265. Оценка возможности применения сплава 1565ч в автомобильной промышленности Деформация и разрушение материалов / Е. В. Арышенский, С. В. Гук, Э. Э. Галиев [и др.]. – 2018. – № 9. – С. 40–46.

266. Колобов, В. Г. Разработка методики определения требований к прочностным характеристикам алюминиевых листов и лент с учетом анизотропии механических свойств на примере ленты из сплава 5182 / В. Г. Колобов, Е. В. Арышенский, В. В. Яшин, И. А. Латушкин // *Производство проката*. – 2017. – № 1. – С. 9–12.

267. Влияние маршрутов прокатки ленты из сплава 5182 на структуру и свойства после холодной прокатки и лакирования / Е. В. Арышенский, В. Г. Колобов, Л. Б. Бер [и др.] // Технология легких сплавов. – 2012. – № 2. – С. 41–43.

268. Арышенский, Е. В. Влияние разупрочнения на механические свойства иштампуемость ленты из сплава 3104 / Е. В. Арышенский, Л. В. Журавель, В. Ю. Арышенский, Э. Д. Беглов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 1 (703). – С. 13–16.

269. Арышенский, Е. В. Исследование влияния точности прокатки заготовок на производство корпусов банок под напитки / Е. В. Арышенский, А. М. Оводенко, В. Г. Колобов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13. – № 6–1. – С. 269–273.

270. Evaluation of Beverage Can End Forming Process Using Kolmogorov's Fracture Criterion / V. G. Kolobov, E. V. Aryshenskii, Y. A. Erisov [et al.] // Key Engineering Materials. – 2017. – Vol. 746. – P. 3–9.

271. Andrianov, A. V. Application of shell elements in simulation of cans ironing / A. V. Andrianov, Y. A. Erisov, E. V. Aryshensky, V. Y. Aryshensky // Journal of Physics: Conference Series. – 2017, January. – Vol. 803. – № 1. – P. 12004.

272. Арышенский, Ю. М. Теория и расчеты пластического формоизменения анизотропных материалов / Ю. М. Арышенский, Ф. В. Гречников. – Москва : Металлургия, 1990.

273. Яковлев, С. П. Штамповка анизотропных заготовок / С. П. Яковлев, В. Д. Кухарь. – Москва : Машиностроение, 1986. – 136 с.

274. Шевелев, В. В. Анизотропия листовых материалов и ее влияние на вытяжку / В. В. Шевелев, С. П. Яковлев. – Москва : Металлургия, 1972. – 132 с.

275. Хавкин, И. Я. Зависимость предельного коэффициента вытяжки от основных параметров / И. Я. Хавкин // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 1974. – С. 87–89.

276. Уваров, В. В. Основы расчетов предельного формоизменения в процессах листовой штамповки : учебное пособие / В. В. Уваров, Ю. М. Арышенский. – Куйбышев : Издательство Куйбышевского авиационного института, 1973. – 48 с.

277. Уваров, В. В. Анализ влияния анизотропии листового металла на коэффициент вытяжки / В. В. Уваров, Ю. М. Арышенский, И. И. Калужский. – Куйбышев : Издательство Куйбышевского авиационного института, 1970. – С. 71–74.

278. Яковлев, С. П. О влиянии анизотропии на предельную степень вытяжки / С. П. Яковлев, В. В. Шевелев, В. А. Коротков // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 1968. – С. 34–36.

279. Hjelen, J. On the origin of recrystallization textures in aluminium // J. Hjelen, R. Ørsund, E. Nes // Acta metallurgica et materialia. – 1991– Vol. 39. – № 7. – P. 1377–1404.

Приложение А



Арконик Россия

Акционерное общество
«Арконик СМЗ»
(АО «Арконик СМЗ»)

ул. Алма-Атинская, 29, корп.33/34
г. Самара 443051 Россия

Info.smz@arconic.com

Тел.: 8 846 958 94 82

Факс: 8 846 954 31 77

№ 200/83
«25» 10 2021

АКТ

внедрения результатов диссертационного исследования Е.В. Арышенского
«Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки»

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационного исследования Е.В. Арышенского на тему «Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки» внедрены в АО «Арконик СМЗ» при разработке технологии производства листов и лент из сплавов 3104, 8011, 5182, 1565ч, 6016.

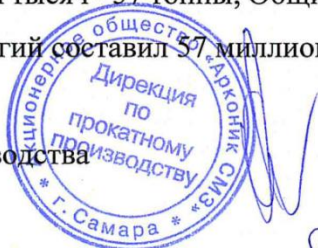
Объем продукции, произведенной с использованием предложенной Е.В. Арышенским технологии с 1.01.2018 по 31.12.2020 составил: для сплава 3104 492 тысяч тонн; для сплава 8011 – 14,1 тысяч тонн; для сплава 5182 – 79,5 тысяч тонн; для сплава 1565ч тысяч - 57 тонны; Общий экономический эффект от внедрения новых технологий составил 57 миллионов рублей.

Директор прокатного производства

А.М. Оводенко

Начальник технологического отдела цеха № 2

М.В. Алпатов



К.Т.Н., доцент
_____/Родионов Л. В.
« 06 » сентября 2021 г.

Приложение В



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
BERGAKADEMIE FREIBERG

Die Ressourcenuniversität. Seit 1765.

Institut für Metallformung · B.-v.-Cotta-Str. 4 · 09599 Freiberg

Institut für Metallformung
Prof. Dr.-Ing. Ulrich Prahл
Institutsdirektor

To Whom It May Concern

Bearbeiter: Patricia Krause
Gebäude/Raum: FOR-1.121
Telefon: +49 3731 39-3698
Fax: +49 3731 39-3656
E-Mail: office@imf.tu-freiberg.de
Homepage: www.imf.tu-freiberg.de
Datum: 26.10.2021
Tgb. Nr.:

Topic: implementation letter

The results of the habilitation thesis of Aryshensky E.V. on the topic "Mechanisms and regularities of the formation of texture and properties in wrought aluminium alloys during recrystallization in thermomechanical processing", was implemented into the educational process of the Institute of Metal Forming (TU Freiberg) and now using in the double degree program between the Samara University and the TU Freiberg as well as in our scientific cooperation in the preparation of research articles.

With best regards

Prof. Dr.-Ing. Ulrich Prahл

TU Bergakademie Freiberg
Institut für Metallformung
Bernhard-v.-Cotta-Straße 4
09599 Freiberg

История города
Самары Самарской
области Швейцария С.Ю.



ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ФРАЙБЕРГСКАЯ ГОРНАЯ АКАДЕМИЯ

Ресурсный университет. С 1765 года.

Институт обработки металлов - Б.-ф.-Котта-Штр. 4 - 09599 г.
Фрайберг

Институт обработки металлов

Профессор Доктор технических наук Ульрих
Праль
Директор института

Для предъявления по месту требования

Исполнитель: Патриция Краузе
Здание/комната: FOR-1.121
Телефон: +49 3731 39-3698
Факс: +49 3731 39-3656
Эл. почта: office@imf.tu-freiberg.de
Сайт: www.imf.tu-freiberg.de
Дата: 26.10.2021
Журнал №:

Тема: письмо об исполнении

Результаты диссертационной работы Арышенского Е.В. на тему «Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки» внедрены в учебный процесс Института обработки металлов (ТУ Фрайберг) и в настоящее время используются в программе двойной степени (двойного диплома) между Самарским университетом и ТУ Фрайберг, а также в нашем научном сотрудничестве при подготовке научных статей.

С уважением,
/подпись/

Профессор Доктор технических наук Ульрих Праль

ТУ Фрайбергская горная
академия
Институт обработки металлов
Бернхард-фон-Котта-Штр. 4
09596 г. Фрайберг

Перевод с английского языка и немецкого языка на русский язык выполнил

переводчик А.В.Ильин

ТУ Фрайбергская горная академия – Институт обработки металлов – Бернхард-фон-Котта-Штр. 4 -
09599 г. Фрайберг

Телефон: +49 3731 39-3698 • Факс: +49 3731 39-3656 • www.imf.tu-freiberg.de

Российская Федерация

Самарская область, город Самара

Семнадцатого ноября две тысячи двадцать первого года

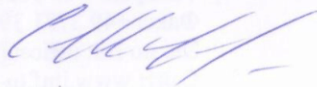
Я, Шевцова Светлана Юрьевна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика Ильина Андрея Владимировича.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № 63/159-н/63-2021-3-2293

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.



С.Ю. Шевцова

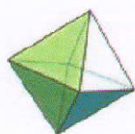


Шевцова С.Ю.

Место (по)

Упомянутое в документе
просто, не
подписано и
свидетельствую

Приложение Г



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Самарский федеральный исследовательский центр
Российской академии наук
(СамНЦ РАН)

Студенческий пер., За, Самара, 443001, тел.(846) 337-53-81, e-mail: presidium@ssc.smr.ru <http://www.ssc.smr.ru>
 ОКПО 33559171, ОГРН1036300448898, ИНН/КПП 6316032112 /631501001

УТВЕРЖДАЮ

Директор СамНЦ РАН,
 академик РАН

С.Н. Шевченко

« 20 » 10 * 2 * 2021 г.

АКТ**о внедрении результатов диссертационного исследования**

Комиссия СамНЦ РАН в составе Гречникова Ф.В., Соколова В.О. и Ерисова Я.А. рассмотрела вопрос об использовании результатов диссертационной работы Арышенского Евгения Владимировича на тему «Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки» и установила следующее.

Разработанные в рамках диссертационного исследования программа text_latent_hrd для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при прокатке металлов и сплавов с ГЦК решеткой, а также методики расчета субструктуры и определения количества и размеров интерметаллидных частиц второй фазы используются при проведении научно-исследовательских работ в отделе металлофизики и авиационных материалов СамНЦ РАН, в частности, при выполнении госзадания (тема 0239-2019-0001).

Члены комиссии:

Научный руководитель,
 академик РАН, д.т.н.

Заместитель директора по науке, к.т.н.

В.н.с., д.т.н.

Ф.В. Гречников

В.О. Соколов

Я.А. Ерисов

Приложение Д

УТВЕРЖДАЮ

Директор
ЗАО «Чебоксарское предприятие «СЕСПЕЛЬ»

В.А. Бакшаев

«12»

октябрь

2021г.

АКТ

внедрения результатов диссертационного исследования Е.В. Арышенского
«Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в
деформируемых алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах
термомеханической обработки»

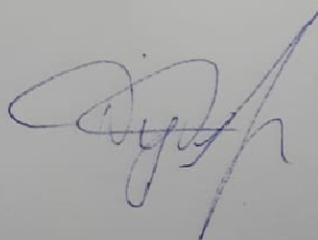
Настоящий акт составлен о том, что АО «Арконик СМЗ» согласно технологии изложенной в диссертационной работе Е.В. Арышенского поставила на ЗАО «Чебоксарское предприятие «СЕСПЕЛЬ» партию опытного металла листы из сплавов 1565ч толщиной до 5 мм, в состоянии поставки Н116 или Н321 для производства транспортных контейнеров использующихся для перевозки транспортировки различных жидкостей, сыпучих грузов и пищевых продуктов.

По сравнению с ранее применявшимся сплавом 5083 в состоянии поставки «М» прочностные характеристики в сплаве и 1565 ч повышены на примерно 20%, при сохранении хорошей пластичности. При этом указанный сплав в этих состояниях сохраняет хорошую свариваемость с обеспечением коэффициента прочности при СТП на уровне более 0,95% .

Полученный комплекс свойств позволяет снизить толщину стенки транспортных контейнеров, а следовательно вес изделия, и следовательно увеличить массу перевозимого груза. Изготовленные из сплава 1565ч изделия успешно, прошли, внутренние испытания и были переданы заказчику для дальнейшей эксплуатации.

Ожидаемый общий экономический эффект от использования сплава 1565ч взамен сплава 5083 составит примерно 6 мил. руб. в год.

Заместитель директора
по экономике и финансам



В.В. Дударенко