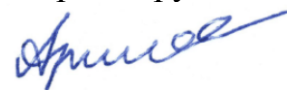


На правах рукописи



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

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Новокузнецк – 2021

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева»

Научный консультант доктор технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Официальные оппоненты: Колубаев Евгений Александрович – доктор технических наук, федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук», директор

Белов Николай Александрович – доктор технических наук, профессор, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», профессор кафедры обработки металлов давлением

Исаенкова Маргарита Геннадьевна – доктор физико-математических наук, доцент, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», профессор отделения ядерной физики и технологий офиса образовательных программ Института ядерной физики и технологий

Ведущая организация федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»

Защита состоится «19» апреля 2022 г. в 14⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.252.04 ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» по адресу: 654007, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42.

Факс (3843) 46-57-92

E-mail: d212_252_04@sibsiu.ru

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и на официальном сайте университета www.sibsiu.ru.

Автореферат разослан: «__» января 2022 г.

Ученый секретарь диссертационного совета, д.х.н., профессор



Горюшкин В.Ф.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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 алюминий-марганцевых и алюминий-магние-вых 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 10–100 с⁻¹ и температур 350–500 °С в сплавах 1070, 3104, 8011, 5182,

1565 ч, 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 текстур 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 350–500 °С и скоростей деформации 1–40 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 – Холломоны. 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 бестекстурной 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 РНФ №№ 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, полученные 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 $2,2 \text{ с}^{-1}$, и температурой проката $490\text{--}510^\circ\text{C}$. 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 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 тексты 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 использованных источников. Текст изложен на 325 страницах, включает 27 таблиц, 155 рисунков. Список использованной литературы содержит 279 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описана актуальность работы, ее теоретическая и практическая значимость, приведена научная новизна и положения, выносимые на защиту.

В первой главе, являющейся обзорной, проанализированы работы исследователей в области металлофизики и термомеханической обработки алюминиевых сплавов. Приведены основные сведения о физической природе анизотропии алюминиевых сплавов. Рассмотрены причины возникновения анизотропии и влияние на нее параметров термомеханической обработки. Приведены данные об особенностях формирования кристаллографической текстуры как при деформационном, так и при температурном воздействии. Приведен обзор методов моделирования текстуры при термомеханической обработке.

Во второй главе описана методика экспериментов, направленных на изучение структурных превращений при термомеханическом воздействии на алюминиевые сплавы.

Для получения зависимости между напряжениями течения и обобщенным параметром Зинера – Холломоуна в интервале скоростей деформации $1 \div 10 \text{ с}^{-1}$ и температур $300 \div 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ проводились испытания на комплексе Gleeble 3800. Для физического моделирования использовалось выражение Селларса:

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

где A , α , n – константы исследуемого материала, которые могут быть получены из регрессионного анализа. Испытания на комплексе Gleeble проводились для сплавов 8011, 5182, 1565ч и 1570.

Для анализа изменения размеров субзерен были проведены эксперименты с образцами из сплавов 8011, 5182, 1565ч, 1570 и чистого алюминия. После окончания деформации структура фиксировалась охлаждением в воде. Деформацию производили на лабораторном одноклетьевом двухвалковом реверсивном стане прокатки 300 фирмы «DIMA» и на непрерывной группе стана «Кварто 2800», когда требовалось достигнуть высоких скоростей деформации.

Исследование зеренной структуры проводилось на оптическом микроскопе Axiovert-40 MAT. Субструктура анализировалась на сканирующем электронном микроскопе «TESCAN Vega 3 LMN» с катодом LaB6 при 20 кВ с детектором EBSD-HKLNordlys. Размер сканируемой области составлял $80 \times 80 \text{ мм}^2$ с шагом 0,4 мкм. Точность определения углов разориентировки составила 2° . Образцы для EBSD-анализа были подготовлены методами механической полировки и электрополировки в электролите при напряжении 21–22 В.

Анализ крупных первичных и мелкодисперсных вторичных интерметаллидных частиц проводился на растровом электронном микроскопе JEOL 6390A до и после деформации в непрерывной группе горячего стана. Изображение с увеличением, достаточным для подсчета доли фаз, снималось с использованием детектора обратно-отраженных электронов. С помощью программы ImageJ проводилась обработка изображения до нужного контраста алюминиевой матрицы и вторичных фаз. Для каждого случая приводилось 10 съемок для набора статистики, необходимой для более точного определения размеров и распределения частиц вторичных фаз. Изучение производилось с разным увеличением, что позволило исследовать как крупные интерметаллидные частицы, так и дисперсоиды. С помощью микрорентгеноспектрального анализа проводился химический анализ крупных интерметаллидных частиц.

Для определения мобильности межзеренных границ и описывающих их констант, а именно M_0 и Q_{GB} , применялась 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 ее окончании подвергались быстрому охлаждению.

Текстурные измерения с построением полюсных фигур проводили на образцах, вырезанных из срединных плоскостей по толщине листа. Плоскость съемки полюсных фигур была параллельна плоскости прокатки. Текстура, в виде трех неполных полюсных фигур $\{220\}$, $\{311\}$, $\{331\}$, была исследована методом «на отражение» с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в $\text{CoK}\alpha$

– излучении. Были использованы диапазоны углов наклона α ($0 \div 70^\circ$) и поворотов β ($0 \div 360^\circ$) с шагом по $\alpha = \beta = 5^\circ$. Функцию распределения ориентировок (ФРО) рассчитывали по измеряемым полюсным фигурам, представляя в виде суперпозиции большого числа (>2000) стандартных распределений с одинаковым маленьким рассеянием.

Для изучения вопросов формирования текстуры в реальных технических системах был проведен промышленный эксперимент по непрерывной горячей прокатке сплавов А5, 3104, 1565ч, 5182, 6016, 8011. По завершении пластической деформации заготовки резко охлаждались, из середины выбирались образцы для дальнейшего изучения зеренной структуры, текстуры и интерметаллидных частиц.

В третьей главе описана математическая мезомодель, предназначенная для расчета эволюции текстуры в ходе термомеханической обработки.

Моделирование эволюции текстуры производилось для N кристаллитов, для каждого из которых задается набор из углов Эйлера. Углы Эйлера введены с использованием генератора случайных чисел. Проведено вычисление симметричной части тензора Шмидта и ее представление в форме вектора размерности 5 P_α^V , $\alpha = 1 \dots 12$ для систем скольжения. Далее решение проведено в системе координат, связанной с кристаллической решеткой. Производится вычисление матрицы ориентировки кристаллической решетки каждого из N зерен относительно системы координат образца с учетом поворота, на первом шаге матрица поворота принимается равной единичной матрице, т.е. поворот отсутствует. На данном шаге по времени вычисляется градиент скорости пластической деформации L^P :

$$L^P = d^g + w^g = \sum_{\alpha=1}^{12} \gamma^\alpha P^\alpha + \sum_{\alpha=1}^{12} \gamma^\alpha Q^\alpha,$$

где d^g и w^g – симметричная и кососимметричная части градиента скоростей; P^α и Q^α – симметрическая и кососимметрическая части тензора Шмидта; γ^α – относительный сдвиг системы скольжения. Симметричная часть преобразуется в системе координат кристалла с использованием матрицы ориентировки. Действующие напряжения τ_r^α вычисляются для всех 5 задействованных систем скольжения в соответствии с выражением

$$\tau_r^\alpha = \tau_C^\alpha \left(\frac{\dot{\gamma}^\alpha}{\dot{\gamma}_0^\alpha} \right)^{1/m},$$

где τ_r^α – скалывающее напряжение системы скольжения α ; τ_C^α – критическое скалывающее напряжение в системе скольжения α ; $\dot{\gamma}^\alpha$ – скорость сдвиговой деформации по системе скольжения α ; $\dot{\gamma}_0^\alpha$ – базовое значение скорости сдвиговой деформации по системе скольжения α ; m – показатель упрочнения. Далее проводится расчет для всех 384 вариантов систем скольжения. Выбираются скорости сдвига, соответствующие минимальной мощности, которая вычисляется по следующему критерию:

$$W = \sum_{\alpha=1}^{12} \tau_r^\alpha \dot{\gamma}^\alpha \rightarrow \min.$$

Для моделирования процесса формирования текстуры в ходе процессов рекристаллизации был реализован подход Э. Ватнэ с разными модификациями, позволяющими точнее моделировать эволюцию текстуры. Доля рекристаллизованного объема подсчитывается по приведенной ниже формуле:

$$X(\tau) = 1 - \exp(-4/3\pi N_{TOT} (G\tau)^3),$$

где τ – время протекания рекристаллизации; G – мобильность зеренных границ.

Число зародышей при рекристаллизации N_{TOT} :

$$N_{TOT} = N_C + N_{C\beta} + N_{GB} + N_{PSN},$$

где $N_{C\beta}$ – число зародышей зерен с кубической ориентировкой, растущих в деформированную область с текстурой β -фибера; N_C – число зародышей зерен с кубической ориентировкой; N_{GB} – число зародышей зерен, образующихся на границе зерен и не имеющих кубической ориентировки; N_{PSN} – число зародышей зерен, образующихся на частицах второй фазы.

Следующие уравнения используются при расчете изменения соотношения текстурных составляющих при рекристаллизации. $X' = V_{\beta 0} X(\tau)$ – доля объема, изменившего кристаллографическую ориентировку.

Объемные доли ориентировок рассчитываются по приведенным ниже формулам:

$$V_{Cout} = V_{C\beta} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{Cin} + \frac{N_C}{N_R} V_R;$$

$$V_{RNDout} = V_R \frac{V_{RND}}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{RNDin};$$

$$V_{\beta out} = V_R \frac{N_{\beta}}{N_R} + (1 - (V_{C\beta} + V_R))V_{\beta in},$$

где $V_{\beta out}$ – объемная доля β -фибера после рекристаллизации; $V_{\beta in}$ – доля β -фибера до рекристаллизации; V_{RNDout} – объемная доля случайных ориентировок после рекристаллизации; V_{RNDin} – доля случайных ориентировок до рекристаллизации. V_C – объемная доля кубической текстуры; V_{Cout} – объемная доля кубической текстуры после рекристаллизации; V_{Cin} – доля текстуры куба до рекристаллизации;

$$V_{c\beta} = \frac{k_{RC\beta}}{1 + k_{RC\beta}} (1 - \exp(-\frac{1 + k_{RC\beta}}{k_{RC\beta}} V_{c\beta}^e));$$

$$V_R = \frac{1}{1 + k_{RC\beta}} (1 - \exp(-(1 + k_{RC\beta}) V_R^e));$$

$V_{c\beta}$ – объемная доля кубической текстуры, граничащей с текстурами β -фибера; V_R – объемная доля всех остальных текстур; $V_{c\beta}^e$ – расширенный «фиктивный» объем кубической текстуры, граничащей с текстурами β -фибера; V_R^e – расширенный «фиктивный» объем всех остальных текстур;

$$V_R^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 n_R \text{ и } V_{c\beta}^e = \frac{4\pi}{3} G^3 \tau^3 k_{RC\beta}^3 n_{c\beta},$$

где G – скорость продвижения границы рекристаллизованного зерна, не являющейся границей ориентировок куба и β -трубки; $k_{RC\beta}$ – коэффициент увеличения скорости продвижения границы куба и β -трубки при рекристаллизации; τ – время от начала рекристаллизации.

Для реализации математической модели разработаны и зарегистрированы три программных средства: «Программа texture_def_rx для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при горячей, многопроходной прокатке алюминиевых сплавов», «Программа text_latent_hrd для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при прокатке металлов с ГЦК-решеткой и их сплавов», «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».

В четвертой главе приведены данные влияния термомеханической обработки на структурообразование исследуемых алюминиевых сплавов.

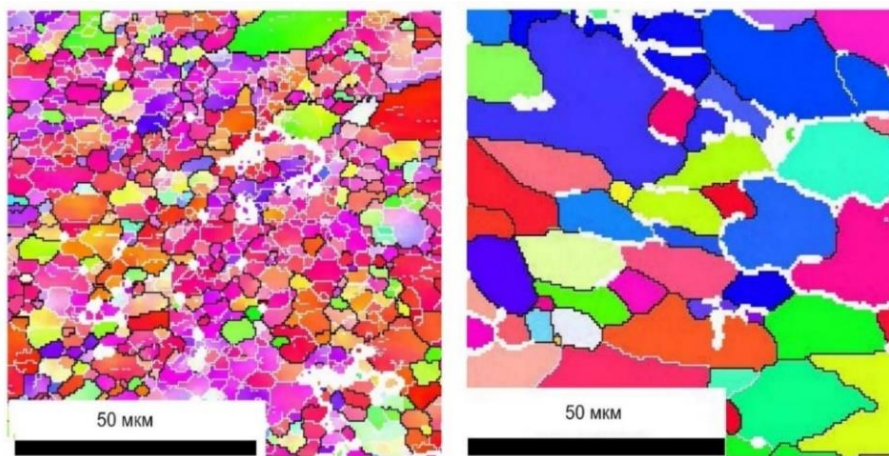
Коэффициенты, позволяющие выразить установившиеся напряжения в зависимости от обобщенного параметра Зинера – Холломона для сплавов 1565ч, 5182, 1570 и 8011, представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры выражения Селларса для сплавов 1565ч, 5182, 1570 и 8011

Сплав	n	α , МПа ⁻¹	A , с ⁻¹	Q , кДж/моль
1570	2,247	0,026	$3,455 \cdot 10^{10}$	175
5182	2,673	0,027	$6,551 \cdot 10^9$	171
1565ч	3,792	0,019	$1,325 \cdot 10^{11}$	184
8011	3,29	0,05	$2,1 \cdot 10^{10}$	155

На рисунке 1 *а* после деформации при параметре Зинера – Холломона $\ln(Z) = 37$ видна субзеренная структура. При этом сами субзерна достаточно большого размера. В одном зерне наблюдается 4–5 хорошо сформированных субзерен средним размером $10 \div 12$ мкм. При прокатке с параметром Зинера – Холломона $\ln(Z) = 33$ происходит быстрая рекристаллизация и сохраняется только несколько субзерен. Сохранившиеся субзерна имеют меньший, чем в предыдущем случае, размер.

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 3 *а*, уменьшаясь до 1,5–1,7 мкм. В сплавах 1565ч и 1570 сохраняется та же закономерность, что и в 5182 (рисунки 2 *б*, 2 *в*). Размер субзерен, по мере увеличения параметра Зинера, также уменьшается. При этом размер субзерен при одинаковых параметрах Зинера весьма близок друг к другу во всех изучаемых сплавах с высоким содержанием магния.

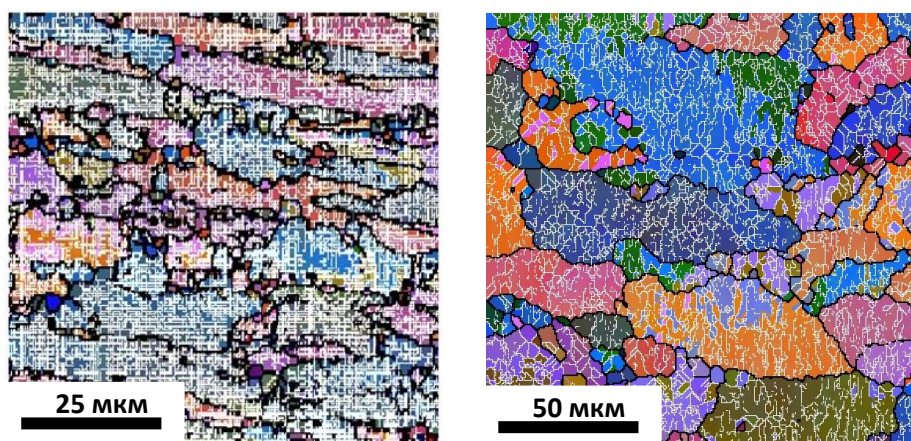


а

б

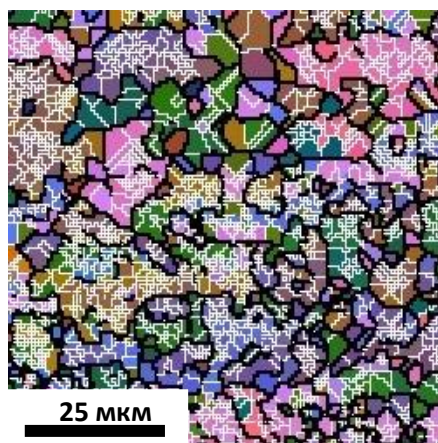
а – $\ln(Z) = 37$; б – $\ln(Z) = 33$

Рисунок 1 – Структура технически чистого алюминия, прокатанного в непрерывной группе стана горячей прокатки



а

б

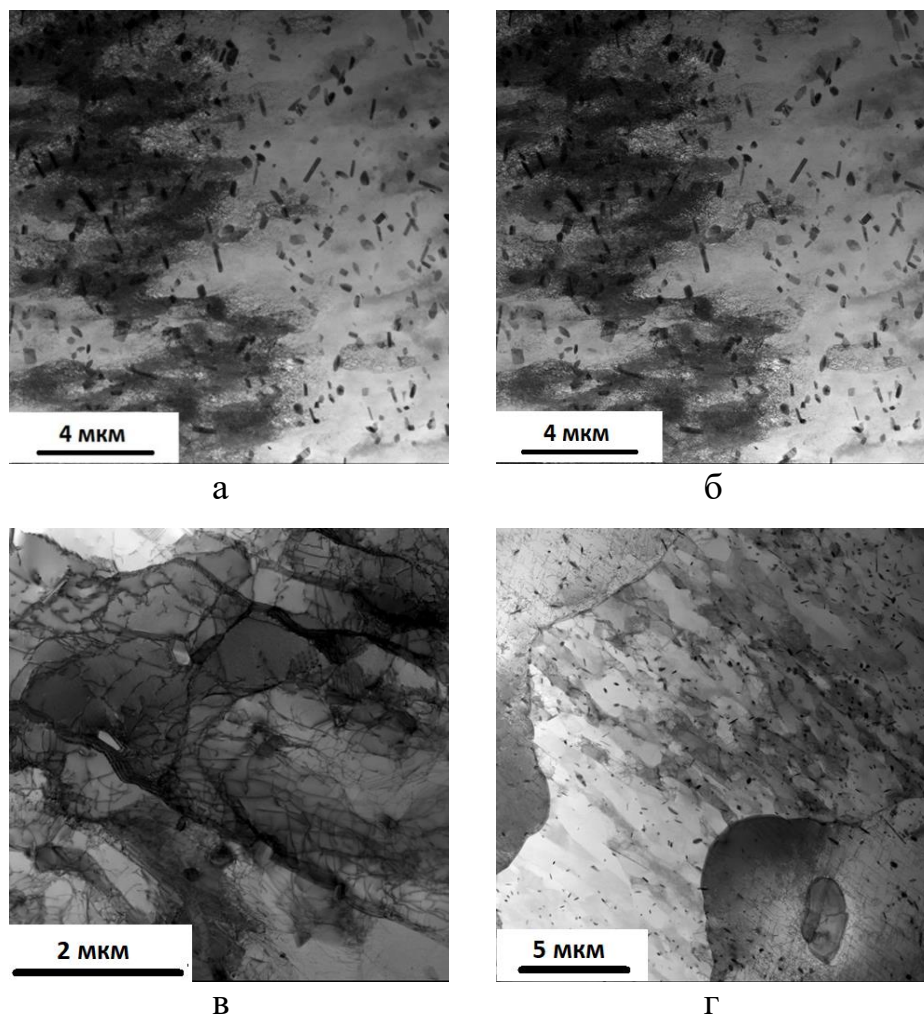


в

а – 5182; б – 1565; в – 1570

Рисунок 2 – Субзерна в сплавах

На рисунках 3 и 4 представлены изображения субструктуры, полученные с помощью просвечивающей микроскопии, характерные для сплавов 1565ч и 1570 соответственно, после различных режимов термомеханической обработки.



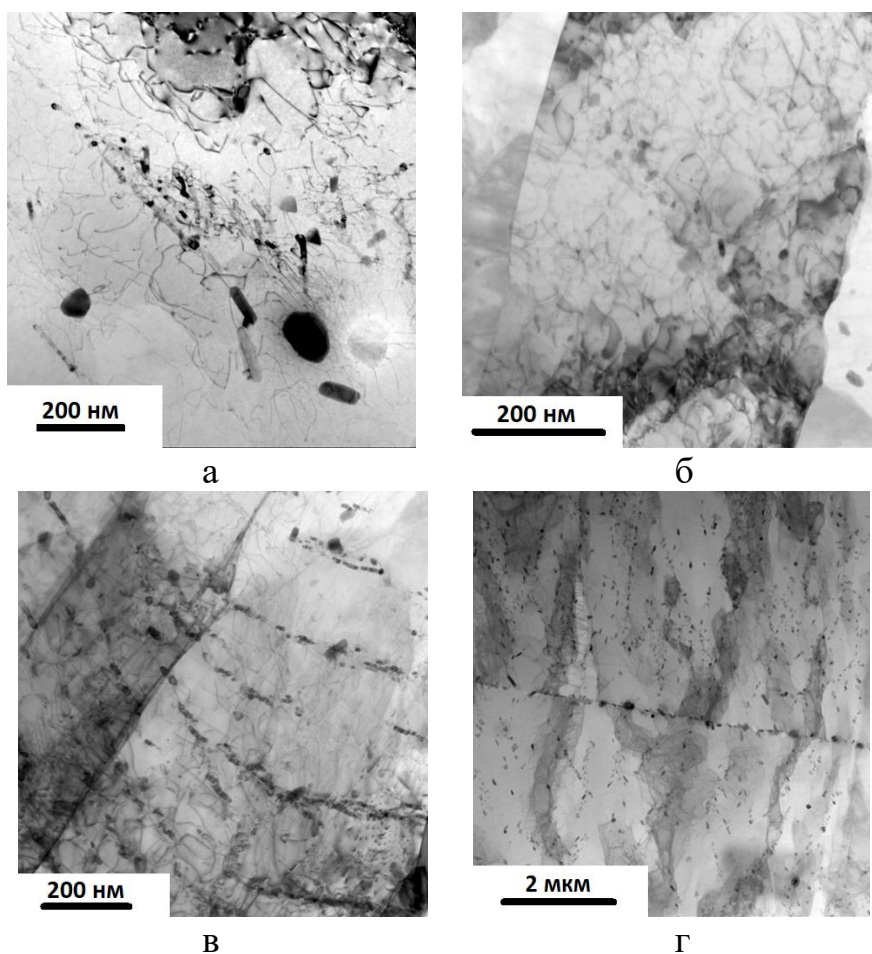
а – горячая деформация 350 °С с последующей закалкой; б – горячая деформация 450 °С с последующей закалкой; в – горячая деформация 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч; г – горячая деформация 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 3 – Субзеренная структура после различных режимов термомеханической обработки сплава 1565ч

Структура сплава 1565 ч характеризуется крайне высокой плотностью дислокаций (рисунок 4 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. Кроме того, сплав 1565 ч имеет направленную субзеренную структуру (рисунок 4).

Размеры субзерен в поперечном направлении варьируются от 0,1 до 2 мкм. Дислокационный контраст характерен для сильно деформированного состояния с высокой плотностью дислокаций. Отдельные дислокации редко различимы. В объеме зерен распределены пластинчатые частицы с повышенным содержанием Mn. Наблюдаются различия в объемной доле частиц в разных зернах. Материал имеет выраженную направленную субзеренную структуру (рисунок 4 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 *а*). Размер субзерен составляет 0,3–1 мкм. Дислокационная плотность незначительно ниже, чем в предыдущем случае, 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 предыдущем случае, располагаются только на субзеренных границах. Также присутствует неоднородное распределение частиц фазы от зерна к зерну.



а – горячая деформация 350 °С с последующей закалкой; б – горячая деформация 450 °С с последующей закалкой; в – горячая деформация 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч; г – горячая деформация 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 4 – Субзеренная структура после различных режимов термомеханической обработки сплава 1570

На рисунке 4 представлены изображения субструктуры, характерные для сплава 1570 после различных режимов термомеханической обработки. После горячей прокатки при 350 °С имеет направленную субзеренную структуру с поперечными размерами субзерен 0,2–0,5 мкм (рисунок 4 *а*). Плотность дислокаций невысокая, различаются отдельные дислокации. После горячего

пластического деформирования сплав имел направленную субзеренную структуру с высокой степенью наклепа (рисунок 4 б). Размер субзерен в среднем составляет 5 мкм. После горячей прокатки при 350 °С и отжиге при 350 °С установлено формирование направленной субзеренной структуры со средней толщиной субзерен 1–2 мкм (рисунок 4 в). Плотность дислокаций ниже средней. Образцы имеют развитую направленную субзеренную структуру с размерами отдельных субзерен 0,1–1 мкм (рисунок 4 г). Присутствуют равноосные субзерна. Плотность дислокаций ниже, чем при режиме, приведенном на рисунке 4 в.

Для выражения зависимости размера субзерна от параметра Зинера для всех исследуемых сплавов использовалась хорошо себя зарекомендовавшая при изучении алюминиевых сплавов формула:

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

где δ_{ss} – размер субзерна; Z – параметр Зинера – Холломоны; m , A , B – коэффициенты, подбираемые эмпирически.

Были определены следующие значения вышеперечисленных коэффициентов: $m = 1$; $A = 0,0077$; $B = 0,0059$ для сплава 8011 и $m = 1$; $A = -0,9092$; $B = 0,0377$ для сплавов 1565, 5182, 1570 соответственно.

На рисунке 5 представлено совместное температурно-скоростное влияние

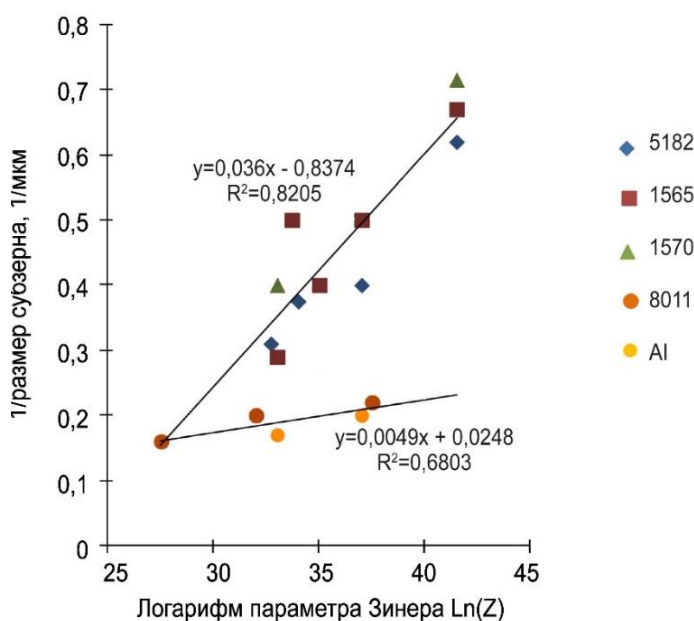


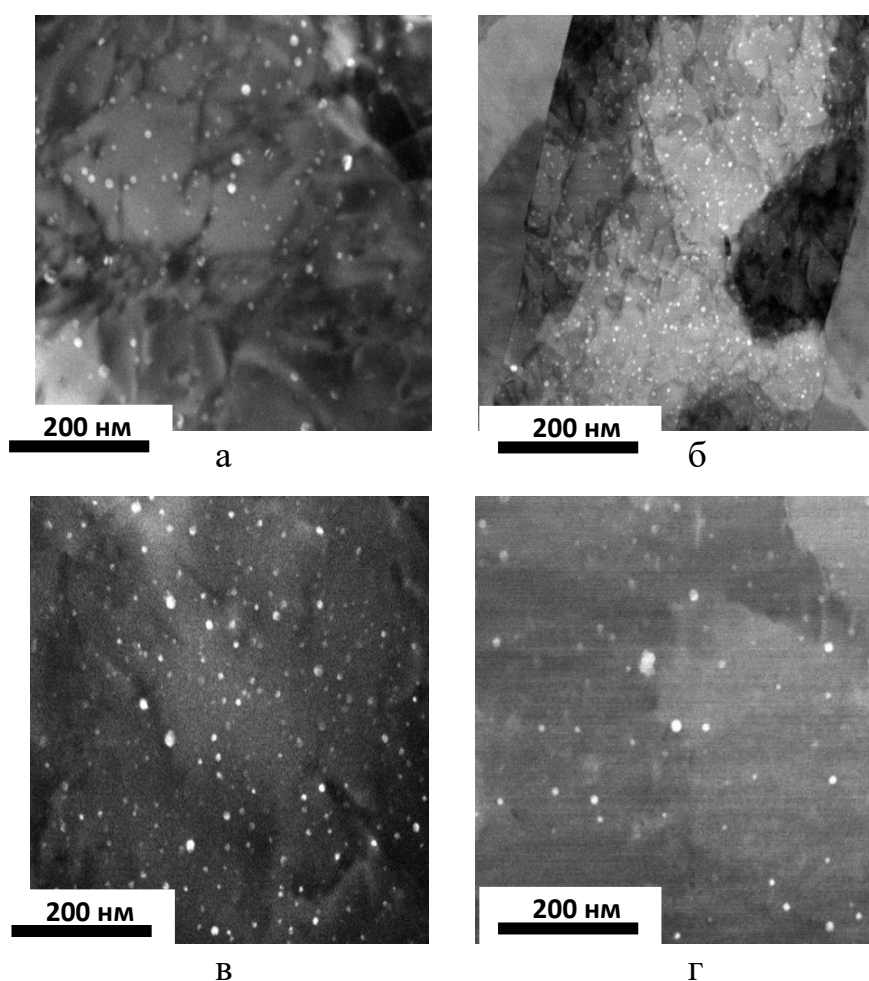
Рисунок 5 – Зависимость размера субзерна от параметра Зинера – Холломоны для разных сплавов

(через обобщенный параметр Зинера – Холломоны) на размер субзерна. Как и было упомянуто ранее, параметр Зинера – Холломоны практически одинаково влияет на размер субзерна во всех высокомагниевого сплавах. В то же время сплавы 8011 и чистый алюминий имеют намного больший размер субзерна, кроме того, изменение параметра Зинера – Холломоны существенно меньше влияет на его размеры. При низких значениях параметра Зинера размеры субзерна совпадают в сплаве 8011 и высокомагниевого сплавах, а при высоких – в чистом алюминии и сплаве 8011

(рисунок 6).

На рисунке 6 представлены наночастицы Al_3Sc , характерные для сплава 1570. После горячей прокатки при температуре 350 °С 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 с размерами, не превышающими 15 нм (рисунок 6 а).

После плоской горячей деформации при температуре 350 °С равномерно по телу субзерен распределены сферические частицы фазы Al_3Sc (рисунок 6 б). Размеры частиц не превышают 15 нм. После плоской горячей деформации при температуре 350 °С и отжиге 350 °С наблюдаются строчечные выделения частиц неправильной вытянутой формы с повышенным содержанием Sc (рисунок 6 в). Сферические частицы фазы Al_3Sc равномерно распределены по объему материала и имеют размеры не более 15 нм (рисунок 6 г). Их наличие объясняется тем, что выдержки 2 часа при 350 °С недостаточно для полноценного протекания коагуляции. Наблюдаются также агломераты частиц размером не более 35 нм. Отметим, что строчечные выделения частиц и их агломераты также видны из результатов электронной микроскопии. После плоской горячей деформации при температуре 350 °С и отжиге 350 °С также присутствуют сферические частицы фазы Al_3Sc размером не более 15 нм.



а – горячая деформация 350 °С с закалкой в воде; б – горячая деформация 450 °С с закалкой в воде; в – горячая деформация 350 °С + отжиг 350 °С, 2 ч; г – горячая деформация 450 °С + отжиг 350 °С, 2 ч

Рисунок 6 – Наноразмерные частицы после различных режимов термомеханической обработки сплава 1570

В таблице 2 приведены размеры и объемная доля интерметаллидных частиц для исследуемых алюминиевых сплавов после их термомеханической обработки на промышленном оборудовании. Отметим, что с данными металлографии и подробной информацией о морфологии и химическом составе частиц можно ознакомиться в соответствующей главе диссертационной работы. В автореферате приведены лишь данные об объеме и размере интерметаллидных частиц второй фазы. Это объясняется тем, что в рамках модели при расчете процесса рекристаллизации учитываются лишь размеры и количество тех или иных типов зародышей, а не их морфология и химический состав (в случае интерметаллидов). Подобный учет на порядок усложнил бы модель и сделал бы ее неприменимой для современного промышленного оборудования.

Полученные данные позволили построить кривые зависимости рекристаллизованного объема от времени и температурно-скоростных параметров, что, в свою очередь, дало возможность вычислить значение G – скорости движения границ зерен. Затем с учетом данных о размерах субзерен и количестве и размерах интерметаллидных частиц второй фазы, на основе математического аппарата, разработанного Э. Ватнэ и Э. Нес, вычислялись M_0 и Q_{GB} .

Таблица 2 – Размеры частиц в алюминиевых сплавах до и после непрерывного стана горячей прокатки

Сплав	Объемная доля интерметаллидов, %	Ср. диаметр интерметаллидов, мкм	Макс. диаметр интерметаллидов, мкм	Объемная доля дисперсоидов, %	Ср. диаметр дисперсоидов, мкм	Макс. диаметр дисперсоидов, мкм
А5	1,68	2,3	8,8	1,12	0,3	2,0
1565ч	1,39	2,6	27,5	2,37	0,1	1,5
5182	0,93	2,5	10,9	0,31	0,1	0,9
1570	2,3	1,35	20,5	7,0	0,2	0,4
8011	2,54	2,9	11,7	1,14	0,7	2,5

Как видно из рисунка 5, каждый исследуемый сплав имеет свой размер субзерна, напрямую зависящий от параметра Зинера. С помощью рисунков 7–8 можно оценить мобильность межзеренных границ в зависимости от размеров субзерна и влияния мелкодисперсных частиц. Мобильность межзеренных границ будет влиять на движущую силу рекристаллизации, а количество мелкодисперсных частиц – на тормозящую, собственно, скорость их движения и будет определяться разностью между ними. Движущая сила рекристаллизации (P_D) на рисунках 7, 8 изображена наклонными кривыми. Тормозящая сила рекристаллизации (P_Z) – горизонтальными, т.к. последняя в рамках данной модели зависит только от мелкодисперсных частиц второй фазы, количество которых, согласно еще одному ее допущению в ходе горячей прокатки, не меняется. Чем

выше Pd и ниже Pz, тем большей мобильностью обладают большеугловые границы.

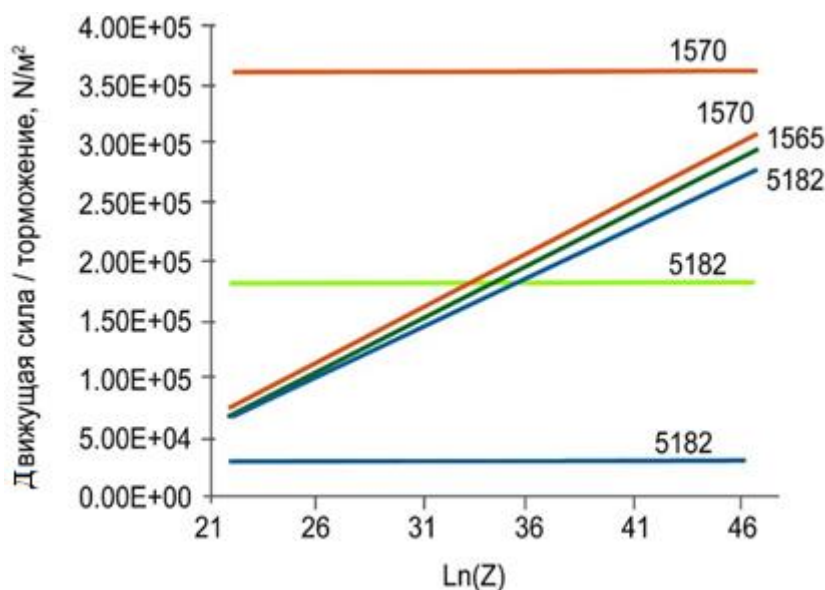


Рисунок 7 – Движущая сила рекристаллизации (Pd) и зинеровское торможение (Pz) в сплавах с высоким содержанием магния

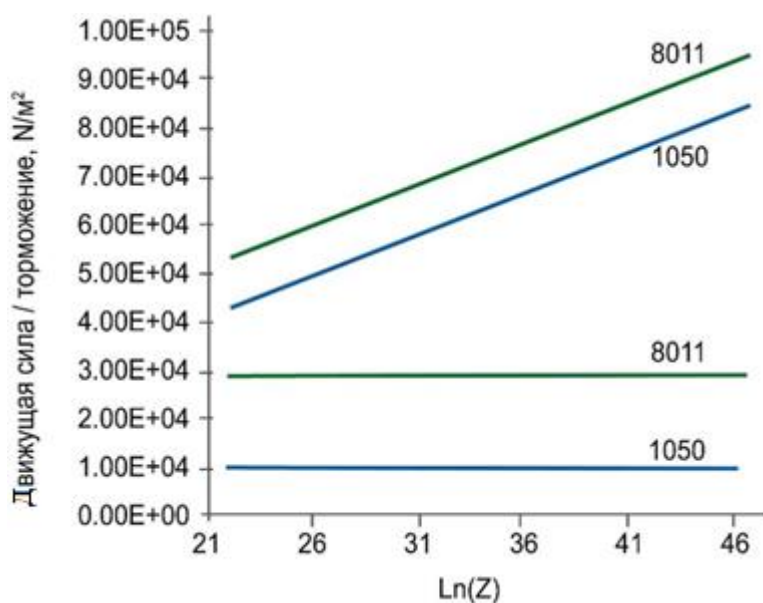


Рисунок 8 – Движущая сила рекристаллизации (Pd) и зинеровское торможение (Pz) в чистом алюминии и сплаве с высоким содержанием железа

Как видно из рисунка 8, во всех исследуемых сплавах с высоким содержанием магния движущая сила рекристаллизации очень велика, что 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 имеет высокую

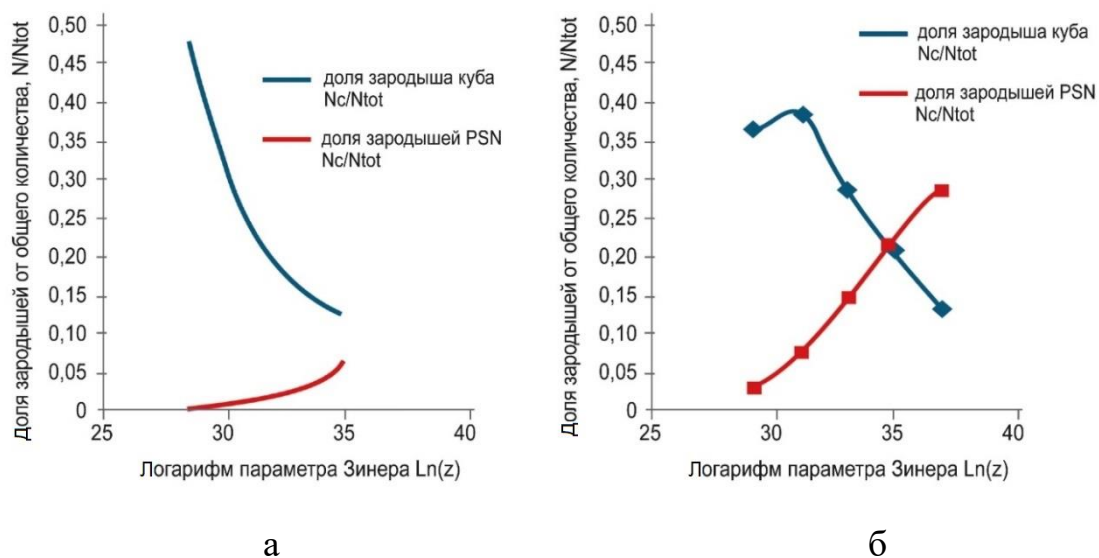
движущую силу рекристаллизации. Однако из-за большой тормозящей силы данный процесс протекает медленно. Для того, чтобы движущая сила превзошла тормозящую, необходимы достаточно высокие значения параметра Зинера. При этом подвижность зерен оказывается небольшой и для рекристаллизации 1565°С требуется длительная выдержка. Показано, что сплав 1570 нельзя рекристаллизовать при тех параметрах Зинера – Холломоуна, которые достижимы на современных непрерывных прокатных комплексах.

На рисунке 7 показано соотношение 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 более крупными размерами субзерен из-за высокого дефекта упаковки в данных сплавах. Чистый алюминий имеет высокую энергию дефекта упаковки, что делает движущую силу рекристаллизации в нем еще меньшей, чем в сплаве 8011. Марганец также снижает энергию дефекта упаковки и способствует измельчению субзерна, однако не в такой большой степени, как магний, поэтому движущая сила в данном 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.

Кроме оценки движущей и тормозящей силы рекристаллизации в работе рассмотрено, как параметр Зинера – Холломоуна влияет на активизацию тех или иных механизмов зародышеобразования в сплавах 1070, 3104, 5182 и 1565°С. Размеры крупных интерметаллидных частиц остаются постоянными в течение горячей пластической деформации, рост параметра Зинера – Холломоуна будет способствовать тому, что все большее количество частиц будут иметь размеры, превышающие критический. Размеры субзерен будут уменьшаться с ростом параметра Зинера – Холломоуна и, следовательно, несмотря на увеличение их числа, общее количество зародышей данного типа будет уменьшаться. Модель анализирует типы зародышей, возникающих на частицах второй фазы и из субзерен. Последние, в свою очередь, делятся на два типа: кубические или β -фибры.

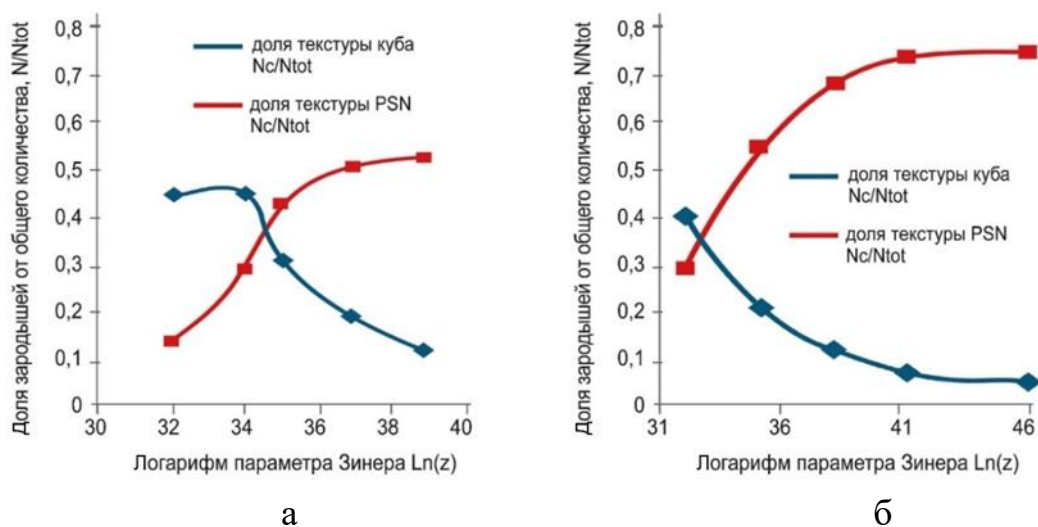
На рисунках 9–10 показано соотношение всех трех типов зародышей в зависимости от параметра Зинера для сплавов 3104, 5182 и 1565°С. С их использованием можно предварительно прогнозировать, какая текстура будет превалировать после процесса рекристаллизации. Как видно из рисунка 9, в алюминии технической чистоты всегда будет превалировать механизм зародышеобразования, основанный на росте крупных субзерен и превращении их границ в высокоугловые. Такая картина объясняется двумя обстоятельствами: во-первых, большим размером субзерен, во-вторых, небольшим количеством первичных интерметаллидных частиц. Отметим, что доля зародышей текстуры β -фибры также превалирует над количеством зародышей на частицах, хотя первые меньше кубических в 1,5 раза. 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 (образование зародышей рекристаллизации на интерметаллидных частицах). Количество зародышей β -фибера в данном сплаве практически не меняется независимо от режимов термомеханической обработки.



а – в техническом алюминии; б – в сплаве 3104

Рисунок 9 – Зависимость доли зародышей куба и PSN от параметра Зинера



а – в сплаве 5182; б – в сплаве 1565ч

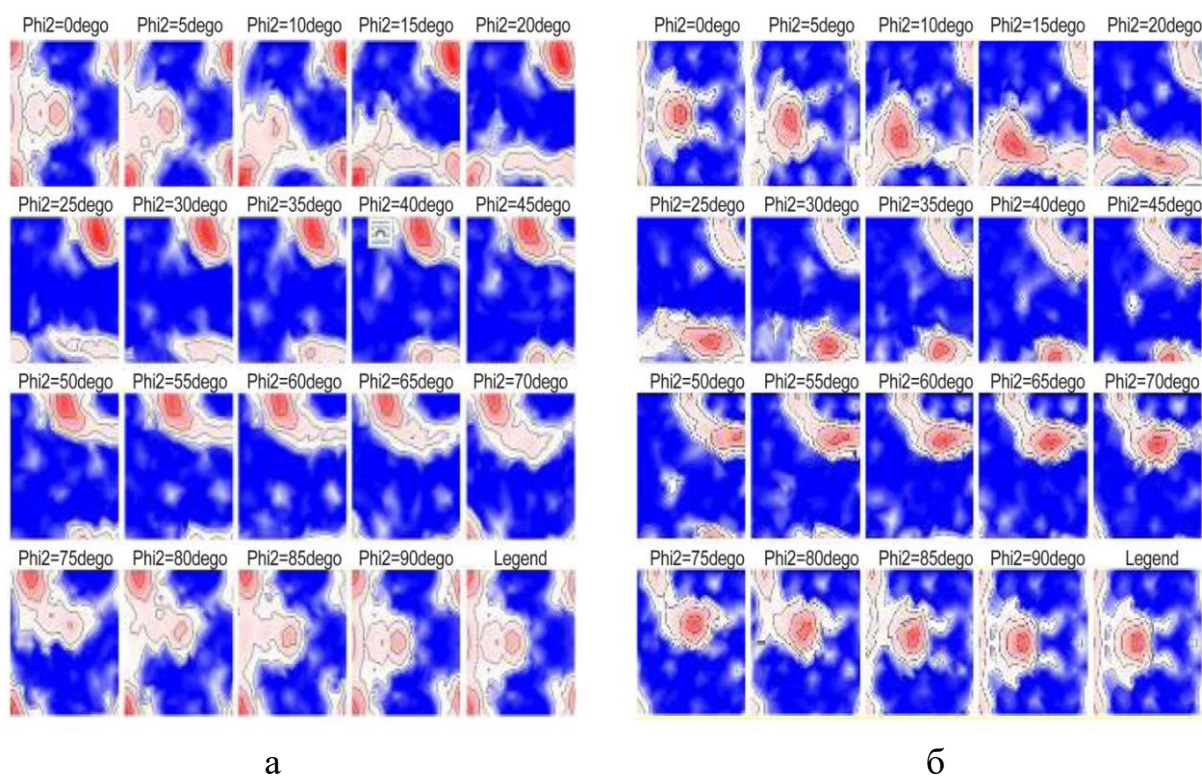
Рисунок 10 – Зависимость доли зародышей куба и PSN от параметра Зинера

В сплаве 5182 размер субзерна значительно меньше, чем в сплаве 3104, поэтому PSN-механизм почти сразу начинает превалировать, хотя количество частиц второй фазы не такое большое (рисунок 10). Еще быстрее происходит включение PSN-механизма (иными словами, зарождение зародышей на частицах второй фазы) в сплаве 1565ч, в котором происходит резкое увеличение количества частиц второй фазы. В обоих сплавах количество зародышей β -фибера не показывает сильной зависимости от режима термомеханической обработки.

Рассмотрен вопрос о влиянии коэффициента трения на неравномерность развития текстур по ширине очага деформации в реальных промышленных

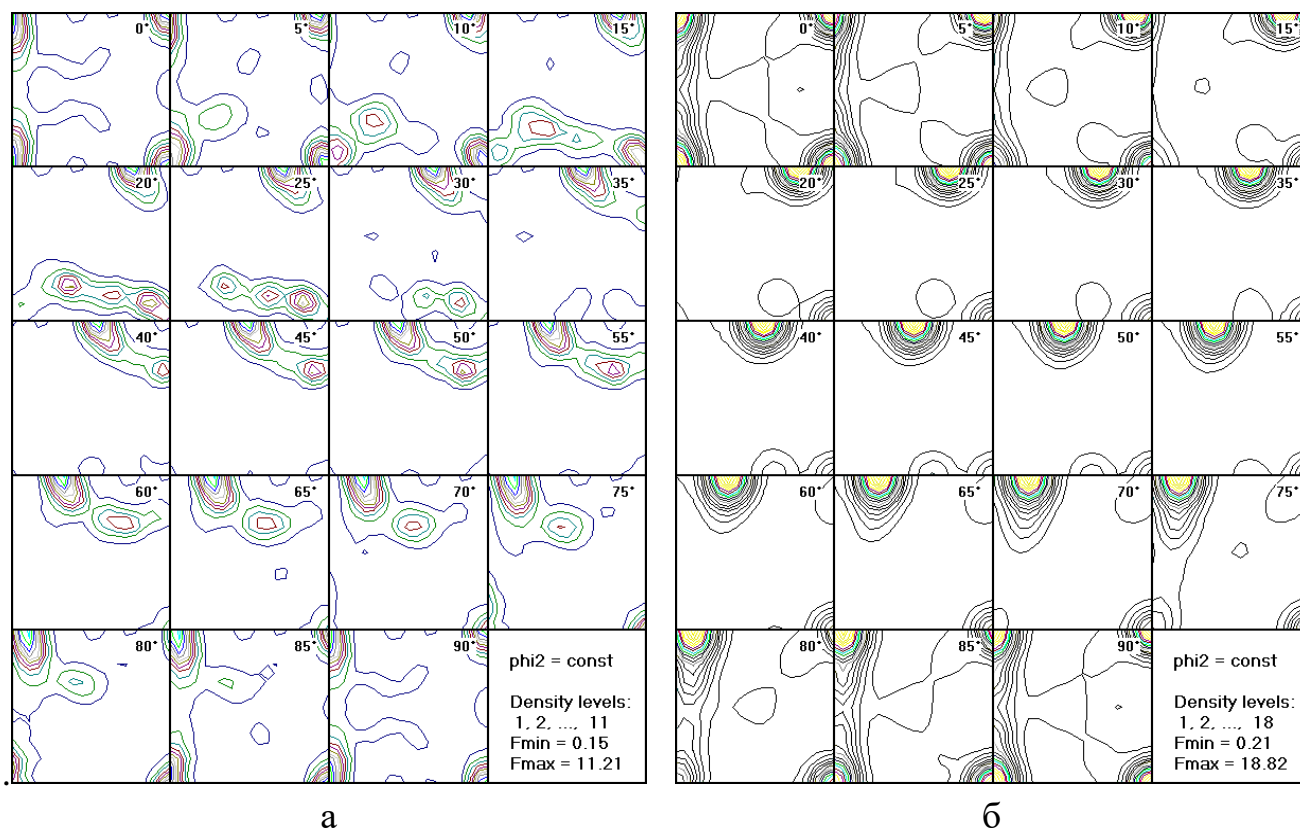
процессах термомеханической обработки алюминиевых сплавов с плоской схемой деформации на примере сплава 8011. С помощью моделирования и экспериментальным путем было установлено, что при термомеханической обработке с плоской схемой деформации в приповерхностном и срединных слоях наблюдаются две принципиально разные текстурные композиции. В одном случае это бестектурная составляющая (характерна для мелких приповерхностных зерен), в другом – классическая текстура куба, характерная для центрального слоя. При этом на выходе текстурная композиция для двух слоев выравнивается.

Результаты изучения эволюции текстуры при термомеханической обработке чистого алюминия с плоской схемой деформации показывают возрастание текстуры β -фибера и снижение кубических и случайных ориентировок на протяжении всего процесса деформирования (рисунок 11). Это связано с тем, что в чистом алюминии при горячем пластическом деформировании и последующем самоотжиге, как правило, не происходит процессов рекристаллизации. Отметим, что во всех случаях после моделирования того или иного термомеханического режима проводился промышленный эксперимент, в ходе которого определялась текстурная композиция и зеренная структура до и после каждого прохода, а также самоотжига.



а – первый акт деформации 2; б – четвертый (заключительный) акт деформации
Рисунок 11 – ФРО (функции распределения ориентировок) для центрального слоя листа из сплава 1050

Для прохождения рекристаллизации в данной группе сплавов требуется деформация на повышенных скоростях, т.к. это, во-первых, повышает ее сопротивление, во-вторых, снижает время контакта металла с валками, а следовательно, уровень потерь теплоты. Для сплава 8011 расчеты показывают, что пороговое значение температуры начала рекристаллизации составляет примерно 280 °C (рисунок 12).



а – после пятой клетки; б – после самоотжига

Рисунок 12 – ФРО для сплава 8011

При температурах смотки выше 310°C рекристаллизация проходит в 100 % объеме металла. После достижения температуры 310°C доля текстуры куба растет незначительно. Скорость и величина накопленной деформации также сильно влияют на долю кубической текстуры.

Для сплава 3104 ключевыми при управлении формированием кристаллографической структуры являются первый проход и доля рекристаллизованного объема после него. На рисунке 13 представлена полученная с помощью моделирования объемная доля текстуры куба, формирующаяся в ходе самоотжига, в зависимости от скорости деформирования в последнем акте деформации.

Скорость деформации в первом акте деформации прямо пропорциональна скорости в последнем. Кроме того, скорость деформирования в последнем акте деформации обратно пропорциональна длительности междеформационной паузы из-за условия сохранения материального потока. Поэтому в качестве характеристики режима термомеханической обработки выбирается скорость деформирования в последнем акте деформации. Из анализа рисунка 13 видно, что имеется режим термомеханической обработки, обеспечивающий максимальную объемную долю текстуры куба при скорости прокатки 4,7 м/с и температуре металла перед непрерывной группой 480°C . При более высоких температурах и низких скоростях деформирования происходит интенсивная рекристаллизация в первом межклетьевом промежутке, что снижает объемную долю S-текстуры перед

самоотжигом в рулоне. Граница между кубически ориентированным зародышем и материалом с S-текстурой наиболее мобильна при росте нового зерна. Снижение доли S-текстуры приводит к уменьшению доли границ с благоприятной разориентировкой и, как следствие, снижению доли куба в рекристаллизованном материале. Слишком малые температуры начала деформации ($<440\text{ }^{\circ}\text{C}$) и слишком большие скорости ($>5,5\text{ м/с}$), которым соответствуют высокие значения параметра Зинера – Холломона, приводят к росту доли зародышей, образовавшихся по механизму PSN и снижению доли текстуры куба.

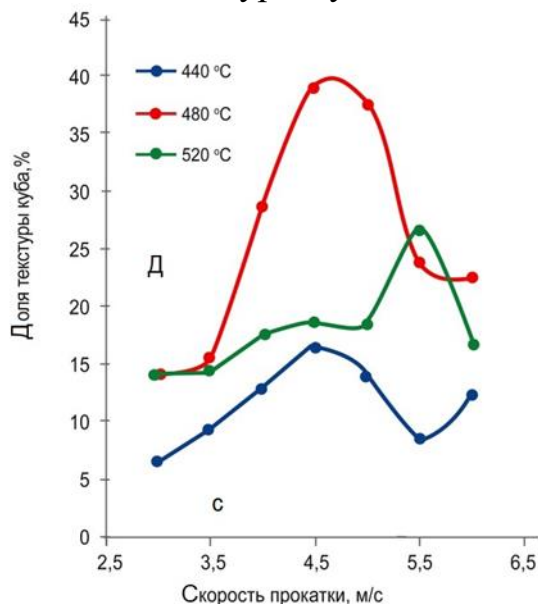


Рисунок 13 – Полученная с помощью моделирования доля текстуры куба после самоотжига в сплаве 3104 в зависимости от скорости плоской деформации и температуры перед непрерывной группой

При термомеханической обработке сплавов серии 5XXX основной проблемой является получение недостаточно хорошо сформированной кубической текстуры. Такая картина вызвана двумя факторами. Во-первых, мелкими размерами субзерен, что связано с повышенным содержанием магния. Субзерна имеют малые размеры по сравнению с первичными частицами второй фазы. Из-за этого образование зародышей во многом происходит по механизму PSN. Вторым фактором является высокая скорость рекристаллизации в межклетьевых промежутках. Как следствие, данные сплавы не успевают накопить достаточное количество текстуры β -фибера, необходимое для ориентированного роста кубической текстуры.

Как известно, чем выше температура конца термомеханической обработки, тем большие по размеру (а следовательно, реже встречающиеся) частицы требуются для начала формирования рекристаллизованных зерен. Таким образом, для увеличения доли кубических ориентировок после самоотжига необходимо повысить температуру металла в последнем акте деформации и добиться максимальной ее скорости. Кроме того, это сократит время междеформационных пауз и уменьшит потери текстуры β -фибера, что также благоприятно скажется на

доле кубических текстур. Это видно из результатов расчета для сплава 5182, представленных на рисунке 14.

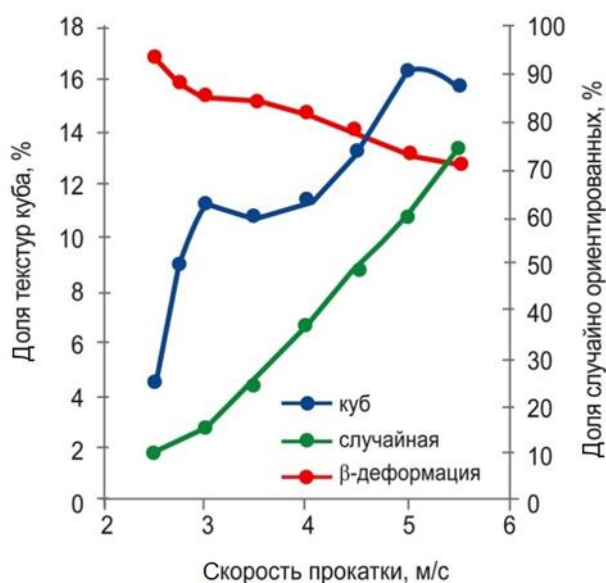


Рисунок 14 – Результаты моделирования формирования текстуры при термомеханической обработке сплава 5182 с плоской схемой деформации в зависимости от скорости прокатки. Входная толщина – 35 мм, выходная толщина – 2,8 мм при начальной температуре 460 °С

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 больше, чем в 5182, что ведет к дополнительному измельчению субзерен. Кроме того, в данном сплаве из-за повышенного содержания Mn будет много как крупных первичных, так и мелкодисперсных вторичных частиц второй фазы, формированию которых 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 позволит получать после самоотжига материал с изотропными свойствами, благодаря интенсивному росту бестекстурной составляющей.

Результаты расчета зависимости объемной доли различных текстурных компонент представлены на рисунке 15. Текстура β-фибера 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 фактически изотропные свойства, регулируя температуру отжига или самоотжига. Данная картина основана на PSN-механизме, единственной проблемой представляется недостаточная для прохождения рекристаллизации температура.

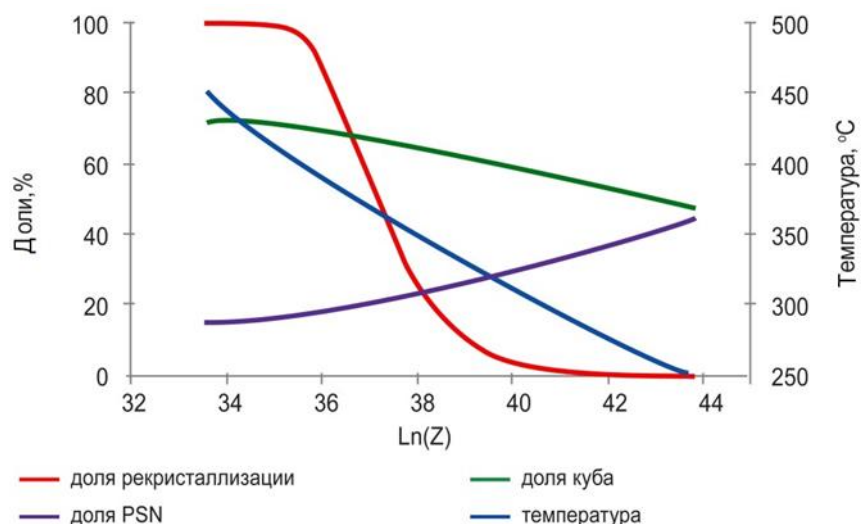


Рисунок 15 – Результаты моделирования зависимости доли рекристаллизованного объема, доли куба и случайной ориентировки (PSN) от параметра Зинера для технически чистого алюминия

В пятой главе приведены режимы, разработанные с использованием данных, полученных в предыдущих главах и внедренные 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 °С и конца – 322 °С. 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 °С, 60 мин. Внедрение данной технологии позволило снизить уровень фестонистости до 2 %. Всего по данной технологии было произведено 14,1 тыс. т продукции, а общий эффект от внедрения составил 1,36 млн. руб.

Для сплава 3104 используется следующая схема термомеханической обработки. Сначала производится реверсивная прокатка до толщины 50 мм. После чего металл отправляется в непрерывную клетку 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. 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 на 50 %. По указанной

выше технологии с 1.01.2018 г. по 31.12.2020 г. было произведено 492 тыс. т продукции из данного сплава, а общий эффект составил 47,8 млн. руб.

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. 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 клетке «Кварто 2800» по следующей схеме: 40,0 → 25,0 → 16,0 → 11,0 → 7,0 → 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 сплав 5083. Сплав 1565ч обладает более чем на 20 % повышенными характеристиками, чем сплав 5083. Это позволило снизить толщину стенки. Ожидаемый экономический эффект внедрения данного сплава составил 6 млн рублей в год в ЗАО «Сеспель».

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

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 – Холломоуна 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 рекристаллизовать при тех параметрах Зинера – Холломоуна, 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 наличием 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 сплав 1565ч, в котором наблюдается резкое увеличение количества интерметаллидных частиц. В сплаве 5182, как и в 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 разработана 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 «Арконик 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.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых журналах из списка ВАК

1. Яшин, В. В. Влияние скандия на микроструктуру сплава системы Al–Cu–Mn–Mg–Hf–Nb / В. В. Яшин, Е. В. Арышенский, А. М. Дриц [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2021. – Т. 122. – № 10. – С. 1033–1041.

2. 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. – С. 44–61.

3. 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.

4. Арышенский, Е. В. Изучение особенностей эволюции текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе авиационных алюминиевых сплавов. Часть I / Е. В. Арышенский // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2020. – Т. 17. – № 3. – С. 323–329.

5. Арышенский, Е. В. Изучение особенностей эволюции текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе авиационных алюминиевых сплавов. Часть II / Е. В. Арышенский // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2020. – Т. 17. – № 3. – С. 350–354.

6. Арышенский, Е. В. Подход к учету ориентированного роста зерен при моделировании рекристаллизации алюминиевых сплавов / Е. В. Арышенский // Ползуновский вестник. – 2020. – № 2. – С. 133–139.

7. Стожаров, Д. А. Теоретическое исследование процесса эволюции микроструктуры при прокатке сплавов системы Al-Mg в программном комплексе DEFORM 2D / Д. А. Стожаров, В. В. Яшин, Е. В. Арышенский [и др.] // Ползуновский вестник. – 2020. – № 2. – С. 140–144.
8. Трибунский, А. Исследование эволюции размеров и количества интерметаллидных частиц при производстве листов и лент из алюминиевого сплава 6016 / А. Трибунский, Е. Арышенский, Е. Носова, В. Чинов // Технология металлов. – 2020. – № 5. – С. 46–53.
9. 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 // Metallurgia машиностроения. – 2019. – № 3. – С. 35–39.
10. 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 // Metallurgia машиностроения. – 2019. – № 3. – С. 24–27.
11. Арышенский, Е. В. Разработка методики расчета процесса горячей прокатки алюминиевой ленты в непрерывной группе клеток с учетом уширения металла и сплющивания валков / Е. В. Арышенский, А. М. Оводенко, Э. Д. Беглов // Производство проката. – 2012. – № 12. – С. 6–13.
12. 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.
13. 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.
14. Yashin, V. Large size metal-clad ingots rolling process analysis using finite elements method / V. Yashin, E. Beglov, E. Aryshensky, I. Latushkin // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2018. – Vol. 11. – № 4. – P. 419–426.
15. 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. 3–10.
16. 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 & Technologies. – 2016. – Vol. 9. – № 6. – P. 830–835.
17. Арышенский, Е. В. Формирование текстуры деформации при горячей прокатке алюминиевых листов в многоклетевых непрерывных станах / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, А. Ф. Гречникова, М. В. Панкратов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 4. – С. 45–52.

18. Андрианов, А. В. Повышение эффективности самоочистки инструмента в процессе вытяжки банок из сплава 3104 / А. В. Андрианов, Е. Г. Кандалова, Е. В. Арышенский // Технология легких сплавов. – 2013. – № 3. – С. 108–112.
19. 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. 2–6.
20. Арышенский, Е. В. 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.
21. Арышенский, Е. В. Исследование влияния внешнего трения при горячей прокатке на текстуру ленты из алюминиевого сплава 3104 / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, В. Ю. Арышенский, М. А. Панкратов // Производство проката. – 2012. – № 7. – С. 14–17.
22. 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.
23. 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. – № 6–1. – С. 145–151.
24. 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.
25. 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 (национального исследовательского университета). – 2011. – № 2. – С. 158–167.
26. 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.

Статьи в рецензируемых журналах, индексируемых библиографическими базами Web of Science и/или Scopus

27. Aryshensky, E. V. Study of features of texture and structure evolution during hot rolling in a continuous group of stands of aluminum alloy 6016 / E. V. Aryshensky, V. Yu. Aryshensky, E. S. Kaurova, A. V. Tribunsky // Tsvetnye Metally. – 2021. – No. 7. – P. 84–91.

28. Yashin, V. V. Study of recrystallization kinetics of aluminium alloy 1565ch with low degree of cast structure conditioning / V. V. Yashin, I. A. Latushkin, E. V. Aryshensky, E. S. Chitnaeva // *Tsvetnye Metally*. – 2021. – No. 1. – P. 58–64.
29. 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. – No. 11(3). – P. 1–30.
30. Aryshenskii, E. 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. – No. 11(6). – P. 1 - 17.
31. Aryshenskii, E. V. Specific of the Recrystallization Driving Force Calculation on the early Stages of Thermomechanical Treatment of Aluminum Alloys / E. V. Aryshenskii, J. Hirsch, E. D. Beglov [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2021. – Vol. 1037. – P. 273–280.
32. Yashin, V. V. Effect of hafnium transition metal additives on the microstructure of 01570 aluminum alloy / V. V. Yashin, E. V. Aryshensky, A. M., Drits // *Tsvetnye Metally*. – 2020. – No. 11. – P. 84–90.
33. Yashin, V. V. Study of kinetics of the supersaturated solid solution decomposition in alloys of the Al – Mg system with transition elements addition / V. V. Yashin, E. V. Aryshensky, I. A. Latushkin, D. A. Stozharov // *Tsvetnye Metally*. – 2020. – No. 11. – P. 77–84.
34. Yashin, V. Study of Recrystallization Kinetics of 1565ch Aluminum Alloy during hot deformation / V. Yashin, A. Drits, E. Aryshenskii [et al.] // *MATEC Web of Conferences*. – 2020. – Vol. 326. – P. 1 – 5.
35. Effect of Annealing Conditions on the Evolution of the Grain Structure and Intermetallic Phases in the Cold-Rolled Strip of Aluminum–Magnesium Alloy / M. S. Tepterev, E. V. Aryshenskii, S. Guk [et al.] // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121. – No. 9. – P. 995–1002.
36. Yashin, V. V. How microalloying of the AlMg5 alloy with transition metals (Sc, Zr, Nb) impacts the structure of a cast billet / V. V. Yashin, A. S. Kabanov, E. V. Aryshensky, I. A. Latushkin // *Tsvetnye Metally*. – 2019. – No. 2. – P. 56–61.
37. Yashin, V. V. Rheological behavior of 01570 and AA5182 wrought aluminum alloys under hot deformation conditions / V. V. Yashin, S. V. Rushchits, E. V. Aryshensky, I. A. Latushkin // *Tsvetnye Metally*. – 2019. – No. 3. – P. 64–69.
38. 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. Prahl // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2019. – Vol. 50. – No. 12. – P. 5782–5799.
39. Evgenii, A. 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.
40. 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. Aryshenskii, V. Y. Bazhin, R. Kawalla // *Non-ferrous Metals*. – 2019. – No. 1. – P. 28–32.

41. Aryshenskii, E. 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*. – 2019. – Vol. 29. – No. 5. – P. 893–906.

42. Aryshenskii, E. V. 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.

43. Yashin, V. Study of recrystallization kinetics in AA5182 aluminium alloy after deformation of the as-cast structure / V. Yashin, E. Aryshenskii, J. Hirsch [et al.] // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – No. 6. P. 1 – 10

44. Aryshenskii, E. Study of the recrystallization behaviour of the aluminium 1565ch alloy during hot rolling of the as cast structures / E. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Yashin [et al.] // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – No. 7. P. 1 – 10

45. 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 [et al.] // *International Journal of Nanotechnology*. – 2019. – Vol. 16. – No. 6–10. – P. 602–612.

46. Yashin, V. V. A Study of Texture Component Distribution Over the Cross Section of an Aluminum Alloy 8011 Billet with Hot Rolling in a Four-Stand Continuous Group / V. V. Yashin, E. V. Aryshenskii, S. V. Konovalov [et al.] // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2019. – No. 61(5). – P. 300–304.

47. Aryshenskii, E. V. Possibility of Application of a 1565ch Alloy in the Automotive Industry / E. V. Aryshenskii [et al.] // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2018. – Vol. 2018. – No. 10. – P. 995–1001.

48. Hirsch, J. Microstructural evolution and crystallographic texture in the production of aluminium strips for food containers industry. Part 1 / J. Hirsch, A. F. Grechnikova, E. V. Aryshensky, A. M. Drits // *Tsvetnye Metally*. – 2018. – No. 10. – P. 74–81.

49. Hirsch, J. Microstructural evolution and crystallographic texture in the production of aluminium strips for food containers industry. Part 2 / J. Hirsch, A. F. Grechnikova, E. V. Aryshensky, A. M. Drits // *Tsvetnye Metally*. – 2018. – No. 11. – P. 62–69.

50. Aryshenskii, E. Influence of local inhomogeneity of thermomechanical treatment conditions on microstructure evolution in aluminum alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Yashin [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2018. – Vol. 27. – No. 12. – P. 6780–6799.

51. Aryshenskii, E. 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.

52. 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. – No. 1. P. 1–7

53. 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. – No. 10. P. 1–9

54. Yashin, V. V. 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. – P. 48–55.
55. Aryshenskii, E. V. 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.
56. Aryshenskii, E. Investigation of texture and structure evolution during hot rolling of 1070, 3104 and 8011 aluminum alloys in continuous mill / Aryshenskii Evgenii, Rudolf Kawalla, Aryshenskii Vladimir // La Metallurgia Italiana. – 2017. – Vol. 3. – P. 11–21.
57. Andrianov, A. V. Influence of 3104 alloy microstructure on sheet performance in ironing aluminum beverage cans / A. V. Andrianov, E. G. Kandalova, E. V. Aryshensky, A. F. Grechnikova // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 684. – P. 398–405.
58. Yashin, V. V. 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. – 2016, November. – Vol. 156. – No. 1. P. 1 – 6
59. Rushchits, S. Investigation of texture structure and mechanical properties evolution during hot deformation of 1565 aluminum alloy / S. Rushchits, E. Aryshenskii, R. Kawalla [et al.] // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 854. – P. 73–78.
60. Rushchits, S. V. Modeling the hot deformation behavior of 1565ch aluminum alloy / S. V. Rushchits, E. V. Aryshensky, S. M. Sosedkov, A. M. Akhmed'Yanov // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 684. – P. 35–41.
61. 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. – No. 9. – P. 925–931.
62. Aryshenskii, E. V. Effect of softening on the mechanical properties and formability of ribbon from alloy 3104 / E. V. Aryshenskii, V. Y. Aryshenskii, E. D. Beglov // Metal Science and Heat Treatment. 2014. – No. 56(1). – P. 14–17.
63. Aryshenskii, E. V. Evolution of texture and microstructure in the production of sheets and ribbons from aluminum alloy 5182 in modern rolling facilities / E. V. Aryshenskii, V. Y. Aryshenskii, A. F. Grechnikova, E. D. Beglov // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – No. 56(7). – P. 347–352.

Результаты интеллектуальной деятельности

64. Программа text_latent_hrd для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при прокатке металлов с ГЦК решеткой и их сплавов, Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ / № 2021617338 : опубл. 13.05.2021 / Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Беглов Э. Д., Коновалов С. В., Осинцев К. А.

65. Способ изготовления катаных изделий с повышенной коррозионной стойкостью из деформируемых термически неупрочняемых сплавов систем / № 0001-11-30 от 22.03.2021 г. / Тептерев М. С., Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Коновалов С. В.

66. Патент № 2734675 Российская Федерация, МПК C22F1/04 (2006.01), C22C21/06 (2006.01). Способ изготовления катаных изделий из термически неупрочняемых сплавов системы алюминий-магний и изделие, полученное указанным способом : № 2020118096 : заявл. 21.05.2020 : опубл. 21.10.2020 / Арышенский В. Ю., Дриц А. М., Соседков С. М., Гречников Ф. В., Арышенский Е. В.; заявитель Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук СамНЦ РАН.

67. Патент № 2747180 Российская Федерация, МПК C22C 21/16 (2006.1), C22C 21/06 (2006.01). Высокопрочный термостойкий мелкозернистый сплав на основе системы Al-Cu-Mn-Mg-Sc-Nb-Hf / № 2020130600 : заявл. 2020.09.17 : опубл. 28.04.2021 / Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Яшин В. С., Дриц А. М., Гречников Ф. В. ; заявитель Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук (СамНЦ РАН). – 9 с.

68. Патент № 2734675 Российская Федерация, МПК C22F 1/04 (2006.01), C22C 21/06 (2006.01). Способ изготовления катаных изделий из термически неупрочняемых сплавов системы алюминий-магний и изделие, полученное указанным способом : № 2020118096 : заявл. 21.05.2020 : опубл. 21.10.2020 / Арышенский В. Ю., Дриц А. М., Соседков С. М., Гречников Ф. В., Арышенский Е. В. / заявитель Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук (СамНЦ РАН).

69. Патент № 2726520 Российская Федерация, МПК C22C 21/06 (2006.01). Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы al-mg / № 2019127818 : заявл. 03.09.2019 : опубл. 14.07.2020 / Дриц А. М., Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Захаров В. В. ; заявитель Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва.

70. 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. Программа для ЭВМ / № 2020618308 : опубл. 23.07.2020 / Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Беглов Э. Д., Кауров А. Ю., Осинцев К. А.

71. Параметры кинетики рекристаллизации сплава AA5182 / Свидетельство о регистрации базы данных № 2019620306 : опубл. 21.02.2019 / Коновалов С. В., Арышенский Е. В., Яшин В. В., Осинцев К. А.

72. Патент № 2726520 Российская Федерация, МПК C22C 21/06 (2006.01). Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе Al-Mg / № 2020118096 : заявл. 03.09.2019 ; опубл. 21.05.2020 / Дриц А. М., Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В., Захаров В. В. ; заявитель Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва – 7 с.

73. Программа `texture_def_rx` для моделирования формирования текстуры и размера рекристаллизованного зерна при горячей, многопроходной прокатке

алюминиевых сплавов. Программа для ЭВМ / № 2019667349 : опубл. 23.12.2019 / Беглов Э. Д., Арышенский В. Ю., Арышенский Е. В.

74. Распределение плотности малоугловых границ в зависимости от ориентировок зерна на сплавах системы Al-Mg , АА5182, 1565ч и 01570 в условиях горячей деформации в интервале температур 350–450 °С и скоростей деформации 1–10 с^{-1} / № 2019621080 : опубл. 24.06.2019 / Читнаева Е. С., Абалихина О. В., Арышенский Е. В., Воронин С. В., Яшин В. В.

75. Реологические свойства в условиях горячей деформации сплава 01570 в интервале температур 350–450 °С и скоростей деформации 1–10 с^{-1} / № 2019620305 : опубл. 21.02.2019 / Коновалов С. В., Арышенский Е. В., Яшин В. В., Осинцев К. А.

Монографии

76. 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.

77. Арышенский, Е. В. Формирование текстуры в алюминиевых листах и лентах, получаемых прокаткой : монография / Е. В. Арышенский, В. Н. Серебряный, А. Ф. Гречникова. – Москва : Теплотехник, 2013. – 89 с.

Подписано в печать 17.01.2022 г.
Формат 60х84 1/16. Бумага офсетная. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 2,27. Уч. изд. л. 2,21. Тираж 100 экз. Заказ _____

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ «САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА»
(САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)
443086, САМАРА, МОСКОВСКОЕ ШОССЕ, 34.

Издательство Самарского университета.
443086, Самара, Московское шоссе, 34.