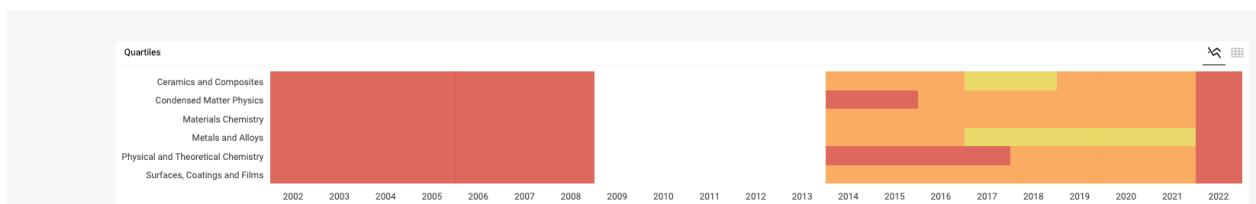


Tsvetnye Metally

COUNTRY	SUBJECT AREA AND CATEGORY	PUBLISHER	H-INDEX
Russian Federation  Universities and research institutions in Russian Federation	<p>Chemistry</p> <ul style="list-style-type: none"> Physical and Theoretical Chemistry <p>Materials Science</p> <ul style="list-style-type: none"> Ceramics and Composites Materials Chemistry Metals and Alloys Surfaces, Coatings and Films <p>Physics and Astronomy</p> <ul style="list-style-type: none"> Condensed Matter Physics 	Izdatel'stvo Ruda i Metally	15
PUBLICATION TYPE	ISSN	COVERAGE	INFORMATION
Journals	03722929	1970-1971, 1975-1988, 2001-2005, 2013-2022	Homepage tsvetmet@rudmet.ru

"Tsvernye Metally" (transl.: Non-ferrous metals Journal) is the leading Russian monthly journal devoting to all problems of non-ferrous metallurgy (heavy metals, rare metals, light metals, noble metals, carbon materials, metal processing etc.). Its thematic plan covers all directions of scientific and technical development in non-ferrous metallurgy. The main journal sections include scientific-technical papers on heavy and light non-ferrous metals, noble metals and alloys, rare and rare earth metals, carbon materials, composites and multi-functional coatings, radioactive elements, nanostructured metals and materials, metal forming, automation etc. Theoretical and practical problems of ore mining and mineral processing, production and processing of non-ferrous metals, complex usage of ores, economics and production management, automation of metallurgical processes are widely

 Join the conversation about this journal



www.rudmet.ru

ISSN 0372-2929

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Издается с 1926 г.
(№ 965)

5.2023

С ДНЕМ ВЕЛИКОЙ ПОБЕДЫ!



Монумент в честь советской матери-патриотки (г. Жодино, Беларусь)
Скульпторы: А. М. Заспицкий, И. Я. Миско, Н. А. Рыженков, архитектор – О. Г. Трофимчук

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ

Подписной индекс:
83869 (ОК «Пресса России»)

5(965) • 2023
май

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Журнал основан в 1926 г.

Официальный информационный орган Федерального УМО «Технологии материалов»

УЧРЕДИТЕЛИ ЖУРНАЛА:

АО «Издательский дом «Руда и Металлы», федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

Журнал выпускается при участии: ПАО «ГМК «Норильский никель», ПАО «Ракетно-космическая корпорация «Энергия» имени С. П. Королёва», ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», ФГБУК «Государственный Эрмитаж»;

при содействии: ГП «Навоийский горно-металлургический комбинат», Научно-технического союза по горному делу, геологии и металлургии (Республика Болгария)

Информационный координатор тематики технологического обеспечения переработки минерального сырья — АО «ВНИПИпромтехнологии» (Госкорпорация «Росатом»).

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор **В. Ю. Бажин**

Первый зам. главного редактора **В. Н. Бричкин**

Первый зам. главного редактора **В. Б. Деев**

Р. Х. Акчурин, А. А. Басов, Н. А. Белов (редактор разделов «Металлообработка», «Материаловедение»), **Н. В. Белоусова, Г. Ю. Боярко, Г. М. Вольдман** (редактор раздела «Редкие металлы, полупроводники»), **А. Г. Воробьёв** (зам. главного редактора), **В. В. Геневски, В. Б. Деев, М. И. Дли, В. А. Дмитриев, А. М. Дриц, А. В. Зиновьев, В. А. Игнаткина, М. Г. Исаенкова, С. С. Киров, Б. Г. Киселёв, С. И. Корнеев** (редактор раздела «Экономика и управление производством»), **Б. А. Котляр, В. А. Крюковский** (редактор раздела «Легкие металлы, углеродные материалы»), **А. Б. Лебедь, Е. А. Левашов** (редактор раздела «Композиционные материалы и многофункциональные покрытия»), **Ю. В. Левинский, Н. Е. Мальцев** (редактор раздела «Автоматизация»), **С. В. Мамяченков, Т. Н. Матвеева, М. А. Меретуков, А. Ю. Можайский, Н. В. Немчинова, К. В. Никитин, А. И. Николаев, А. М. Птицын, А. Г. Рыжов, Ф. М. Сафин, А. Н. Селезнёв, И. Б. Сергеев, А. В. Сулицин, А. Г. Сырков, А. П. Тюкин, Л. Ш. Цемехман, Л. Б. Цымбулов** (редактор раздела «Тяжелые цветные металлы»), **И. И. Чернов, М. Р. Шапировский**.
Зарубежные члены редколлегии: **Ж. Баатархуу** (Монголия), **В. В. Геневски, К. Я. Деделянова** (Болгария), **Е. Жак** (Австралия), **К. Кнуутила** (Финляндия), **Б. Фридрих** (Германия).

РЕДАКЦИЯ:

зам. главного редактора **А. Г. Воробьёв**; выпускающий редактор **Г. Е. Форысенкова**;

редакционный координатор **Н. В. Шаркина**; редактор **Е. Ю. Рахманова**;

ответственная за предпечатную подготовку издания **О. Ю. Жукова**.

Издатель — АО «Издательский дом «Руда и Металлы»
Адрес издателя: 119049, Москва, а/я № 71

Адрес редакции: Москва, Ленинский просп., д. 6, стр. 2, НИТУ «МИСиС», комн. 624

Почтовый адрес: 119049, Москва, а/я № 71
Тел./факс: (495) 955-01-75; моб.: 8-926-504-89-75
Эл. почта: tsvetmet@rudmet.ru; интернет: www.rudmet.ru

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

(Свидетельство ПИ № ФС77-69818 от 29.05.2017 г.).
Товарный знак и название «Цветные металлы» являются исключительной собственностью Издательского дома «Руда и Металлы».

Материалы, отмеченные «Реклама», публикуются на правах рекламы.

За достоверность рекламной информации ответственность несет рекламируемый.

Все публикуемые материалы научно-технического характера проходят обязательную стадию рецензирования.

За достоверность научно-технической информации ответственность несет автор.

За сроки размещения метаданных опубликованных статей в базе данных Scopus редакция ответственности не несет.

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведение материалов, публикуемых в журнале, возможна только с письменного разрешения редакции.

При перепечатке ссылка на журнал «Цветные металлы» обязательна.

Отпечатано в типографии «Канцлер»
Адрес типографии: 150044, Россия, Ярославль,
ул. Полушкина Роща, д. 16, стр. 66А,
тел.: 8(4852)58-76-33

Подписано в печать с оригинал-макета 01.06.2023.
Формат 60x90 1/8. Печ. л. 12. Бумага офсетная.
Печать офсетная.
Тираж 800 экз. Цена свободная.
Дата выхода в свет 08.06.2023.

© Фото для обложки предоставлено А. А. Кологривко.

ISSN 0372-2929



9 770372 292006 >

© Оформление. АО «Издательский дом «Руда и Металлы», «Цветные металлы», 2023

Содержание

Экономика и управление производством	
<i>Международный обзор рынка цветных металлов</i>	4
Обогащение	
Тюкин А. П. Усовершенствованная детерминированная физико-математическая модель газодинамической сепарации зернистых материалов	8
Тяжелые цветные металлы	
Якубов М. М., Джумаева Х. Ю., Умаралиев И. С., Мухамеджанова Ш. А. Исследования возможности применения техногенного сырья при плавке сульфидных медных концентратов в печи Ванюкова в АО «Алмалыкский ГМК»	14
Платонов О. И., Цемехман Л. Ш. К модернизации участка производства серы Медного завода Заполярного филиала компании «Норильский никель»	19
Благородные металлы и их сплавы	
Меретуков М. А., Струков К. И. Измельченные металсы содержащие адсорбенты и способы их переработки. Обзор зарубежных публикаций	28
Легкие металлы, углеродные материалы	
Спецов Е. А., Артюшевский Д. И., Коноплин Р. Р., Сизяков В. М. Особенности расчета фазового состава гидроксидов алюминия по данным термического анализа	37
Композиционные материалы и многофункциональные покрытия	
Ковтунов А. И., Хохлов Ю. Ю., Селянин П. Н. Исследование жаростойкости алитированных покрытий на титане и никеле	45
Материаловедение	
Финкельштейн А. Б., Злыгостев С. Н. Коэффициент проницаемости пористого литого алюминия с двойной фракцией наполнителя	51
Стальцов М. С., Чернов И. И. Поведение гелия и водорода в сплавах ванадия — перспективных конструкционных материалах первой стенки термоядерных реакторов: обзор. Часть 2. Сплавы ванадия с хромом, вольфрамом, tantalом	56
Арыщенский Е. В., Коновалов С. В., Яшин В. В., Литовченко В. Ю. Исследование особенностей формирования текстуры на ранней стадии термомеханической обработки малолегированных алюминиевых сплавов	65
Хрусталёв А. П., Жуков И. А., Марченко Е. С., Ворожцов А. Б. Исследование влияния внешних воздействий и наночастиц алмаза на структуру и физико-механические свойства магниевого сплава Mg – Ca – Zn	73
Тимофеев В. Н., Усынина Г. П., Мотков М. М., Захаров В. В. Термостойкая проволока из алюминиевого сплава Al – Zr – Hf: состав, технология производства	79
Автоматизация	
Курилин С. П. Безредукторный модульный электропривод конвейерной обжиговой машины	87
Хроника	
КОСТИКОВ Валерий Иванович	86
Памяти товарища. Досмухamedов Н. К. «Жизнь человека не вечна, но наука и знания переступают пороги столетий»	94
Требования к статьям	96
Реклама	
Реклама АО «Союзцветметавтоматика им. Топчаева В. П.»	3-я с. обл.

Журнал «Цветные металлы» по решению ВАК Министерства образования и науки РФ включен в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий для публикации основных научных результатов диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук»

Official information organ of the Federal Education and Methodics Association “Technology of metals”

Publisher: “Ore and Metals” publishing house, Moscow
The journal has been published since 1926

FOUNDERS OF “TSVETNYE METALLY” JOURNAL:

“Ore and Metals” Publishing House, National University of Science and Technology “MISIS”.

With Participation of “Norilsk Nickel” Mining and Metallurgical Company, S. P. Korolev Rocket and Corporation Energia, National Research Tomsk Polytechnic University, National Research Nuclear University “MEPhI”, State Hermitage Museum. With Assistance of Navoi Mining & Metallurgy Combinat, Scientific and Engineering Union on Mining, Geology and Metallurgy (Republic of Bulgaria).

Information coordinator of the topics on technological provision of mineral processing of raw materials – JSC “Design & Survey and Research & Development Institute of Industrial Technology” (“Rosatom” State Corporation)

Editorial Board:

Acting Chief Editor: **Vladimir Bazhin**; 1st Deputy Chief Editor: **Vaycheslav Brichkin**; **Vladislav Deev**; Deputy Chief Editor: **Alexander Vorobev**; Executive Editor: **Nataliya Sharkina**; Leading Editor: **Galina Forysenkova**; Editor: **Elena Rakhmanova**.

© Designed by: “Ore and Metals” Publishing House,
journal “Tsvetnye Metally”, 2023

Mailing address: Russia, 119049, Moscow, P. O. Box # 71

Phone/fax: +7-495-955-01-75

Internet: www.rudmet.com; e-mail: tsvetmet@rudmet.com

Printed in "Kancler" Printing House

Contents

BENEFICIATION

Tyukin A. P. Improved deterministic physico-mathematical model of gas-dynamic separation of granular materials 8

HEAVY NON-FERROUS METALS

Yakubov M. M., Dzhumaeva Kh. Yu., Umaraliev I. S., Mukhamedzhanova Sh. A. Understanding the possibility of using secondary raw materials when smelting copper sulphide concentrates in Almalyk MMC's Vanyukov furnace 14

Platonov O. I., Tsemekhman L. Sh. On revamping of sulphur production line at Copper Smelter of Nornickel's Polar Division 19

NOBLE METALS AND ITS ALLOYS

Meretukov M. A., Strukov K. I. Ground metal-bearing adsorbents and processing methods. Overview of foreign publications 28

LIGHT METALS, CARBON MATERIALS

Spetsov E. A., Artyushevskiy D. I., Konoplin R. R., Sizyakov V. M. Phase composition of aluminium hydroxides and its calculation based on thermal analysis data 37

COMPOSITES AND MULTIPURPOSE COATINGS

Kovtunov A. I., Khokhlov Yu. Yu., Selyanin P. N. Understanding the heat resistance of aluminized coatings on titanium and nickel 45

MATERIALS SCIENCE

Finkelstein A. B., Zlygostev S. N. Permeability coefficient of replicated aluminium foam with double-granular space holder 51

Staltsov M. S., Chernov I. I. Behaviour of helium and hydrogen in vanadium alloys – innovative fusion reactor first wall materials: a review. Part 2. Alloys of vanadium with chromium, tungsten, tantalum 56

Aryshenskiy E. V., Konovalov S. V., Yashin V. V., Litovchenko I. Yu. Understanding the texture forming in low-alloy aluminium alloys at early stage of thermomechanical treatment 65

Khrustalev A. P., Zhukov I. A., Marchenko E. S., Vorozhtsov A. B. Understanding the effect of external impacts and diamond nanoparticles on the structure and physico-mechanical properties of Mg – Ca – Zn alloy 73

Timofeev V. N., Usynina G. P., Motkov M. M., Zakharov V. V. Heat-resistant wire made of Al – Zr – Hf alloy: composition and production 79

AUTOMATION

Kurilin S. P. Gearless modular electric drive of a conveyor roaster 87

Исследование особенностей формирования текстуры на ранней стадии термомеханической обработки малолегированных алюминиевых сплавов

УДК 669.715

Е. В. Арыщенский, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения¹, научный руководитель отраслевой научно-исследовательской лаборатории № 4, докт. техн. наук, эл. почта: arishenskiy.ev@ssau.ru

С. В. Коновалов, проректор по научной и инновационной деятельности², профессор, докт. техн. наук, эл. почта: konovalov@sibsiu.ru

В. В. Яшин, менеджер³, канд. техн. наук, эл. почта: Vasilii.Yashin@samara-metallurg.ru

И. Ю. Литовченко, заведующий лабораторией материаловедения сплавов с памятью формы⁴, руководитель Центра коллективного пользования «НАНОТЕХ», докт. физ.-мат. наук, эл. почта: litovchenko@spti.tsu.ru

¹ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королёва, Самара, Россия.

² Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

³ АО «Самарский металлургический завод», Самара, Россия.

⁴ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия.

Исследовано формирование текстуры в малолегированном сплаве 8011 на этапе проработки его литой структуры. Процесс формирования текстуры при проработке литой структуры отличается от процессов, наблюдаемых на более поздних этапах термомеханической обработки, и этот вопрос требует исследования. Для изучения закономерностей формирования текстуры на лабораторном стане проведена прокатка образцов из малолегированных алюминиевых сплавов, моделирующая реальный промышленный процесс. Для двух деформационных состояний выполнили комплексное исследование микроструктуры с использованием оптической микроскопии для исследования зеренной микроструктуры, электронной растровой микроскопии для определения числа и размеров интерметаллидов, локального анализа микроструктуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) и рентгено-структурного текстурного анализа для определения основных кристаллографических ориентировок. При изучении микроструктуры установлено, что в данном сплаве при высоком значении параметра Зенера – Холломона рекристаллизация (в том числе и частичная в междуформационных паузах) возможна на этапе проработки литой структуры. Основным механизмом зародышеобразования является PSN-механизм (Particle-Stimulated Nucleation — зарождение, стимулируемое частицами). При этом формирование кубической текстуры при рекристаллизации затруднено из-за плохо сформированной текстуры β -фибера, снижающей эффективность механизма ориентированного роста. Кроме того, по причине быстропротекающих процессов возврата на данных стадиях в зернах присутствует небольшое (по сравнению с частицами второй фазы) число субзерен, поэтому и число зародышей кубической текстуры также невелико. Таким образом, текстурная композиция, формирующаяся на этапе проработки литой структуры, существенно отличается от наблюдаемой на более поздних стадиях термомеханической обработки.

Ключевые слова: текстура, малолегированные алюминиевые сплавы, термомеханическая обработка, интерметаллиды, рекристаллизация, субструктура, зеренная структура.

DOI: 10.17580/tsm.2023.05.09

Введение

Алюминиевые сплавы широко применяют в современной промышленности благодаря сочетанию высокой пластичности, коррозионной стойкости, хорошей свариваемости и приемлемому уровню прочности [1–5]. В то же время производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов сопровождается рядом проблем, в том числе анизотропией физико-механических свойств, возникающей из-за текстуры, формирующейся в ходе их термомеханической обработки [6, 7]. Контроль формирования текстуры возможен как в процессе деформации, так и при рекристаллизации [8, 9]. Вопрос формирования кристаллографической текстуры при рекристаллизации алюминиевых сплавов достаточно

хорошо изучен [10–12]. Однако в основном в данных исследованиях рассмотрена рекристаллизация после горячей деформации на достаточно поздних стадиях термомеханической обработки. Особенностям формирования текстуры и рекристаллизации на ранних стадиях термомеханической обработки заготовок из алюминиевых сплавов, т. е. при проработке литого материала, посвящено всего несколько работ [13, 14]. Последние исследования авторов показали, что процесс рекристаллизации и формирование структуры на ранних стадиях термомеханической обработки имеют существенные особенности. При проработке литой структуры определяющее влияние на кинетику рекристаллизации и зародышеобразование оказывает

степень деформации [15, 16], а на более поздних стадиях процессы, происходящие при рекристаллизации алюминиевых сплавов, зависят от нее в меньшей степени [17]. При проработке литой структуры происходит дробление интерметаллидов, влияющее на число и тип зародышей рекристаллизации [18]. Контроль формирования текстуры на ранних стадиях термомеханической обработки имеет большое значение, так как текстурная композиция, сформированная при проработке литой структуры, будет во многом определять особенности эволюции текстуры на последующих этапах производства. Исследования формирования текстуры на начальном этапе термомеханической обработки проводили в основном для сплавов с содержанием магния от 4 до 6 % (мас.). В то же время для малолегированных алюминиевых сплавов, в которых существуют отличия от указанных закономерностей формирования текстур [19], особенности этих процессов на ранних стадиях термомеханической обработки не изучены. В настоящее время известно лишь авторское исследование, посвященное кинетике рекристаллизации на этапе проработки литой структуры в сплавах 8006, A0 и 8011, которое не дает понимания механизмов и закономерностей формирования текстуры на ранних этапах термомеханической обработки в данных сплавах [20].

Целью данной работы является исследование особенностей формирования текстуры при проработке литой структуры в малолегированных алюминиевых сплавах.

Материал и методика проведения исследования

Для изучения особенностей формирования структуры при проработке литого материала выбран сплав 8011 химического состава, % (мас.): 98,59 Al; 0,75 Fe; 0,55 Si; 0,01 Mn; 0,001 Cu. Размеры слитков — 600×1150×6000 мм. Слитки отливали в промышленных условиях полунонпрерывным литьем в кристаллизатор скольжения с последующей гомогенизацией при температуре 600–615 °C на протяжении 8 ч.

Для проведения экспериментов от слитка отбирали образцы размером 10×40×300 мм, которые подвергали горячей прокатке по параметрам, приведенным в **таблице** (режимы соответствуют режимам

Параметры прокатки при проработке литой структуры в сплаве 8011

Номер образца	Описание	Схема обжатий, мм
5	$\varepsilon = 0,6$; $\dot{\varepsilon} = 3 \text{ c}^{-1}$; $T = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде	30-27-25,5-23,5-21-21-18-16-14-12
6	$\varepsilon = 0,6$; $\dot{\varepsilon} = 3 \text{ c}^{-1}$; $T = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде + + отжиг 400 °C (15 мин)	30-27-25,5-23,5-21-21-18-16-14-12
7	$\varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ c}^{-1}$; $T = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде	30-27-25,5-23,5-21
8	$\varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ c}^{-1}$; $T = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде + + отжиг 400 °C (15 мин)	30-27-25,5-23,5-21

Обозначения: ε — степень деформации; $\dot{\varepsilon}$ — скорость горячей прокатки.

промышленной прокатки слитков на первых проходах). После прокатки на лабораторном одноклетевом двухвалковом реверсивном стане DIMA 300 (Германия) образцы сразу отправляли в емкость с водой для фиксации микроструктуры. Образцы с четными номерами после финального прохода и охлаждения в воде отжигали в селитровой ванне при температуре 400 °C в течение 15 мин. Исследования микроструктуры проводили для всех перечисленных вариантов термомеханической обработки и в литом состоянии.

Размер зерна в образцах в гомогенизированном состоянии и после различных режимов термомеханической обработки определяли с использованием оптического микроскопа Axiovert 40 MAT методом секущих.

Число и размеры интерметаллидов определяли при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM 6390A. Изображение с увеличением, достаточным для подсчета числа интерметаллидов и определения их размеров, снимали с использованием детектора обратно-рассеянных электронов. Для эффективного подсчета фаз контрастность изображения максимально увеличивали до появления «шумовых» точек. С использованием программы ImageJ изображения обрабатывали до нужного контраста алюминиевой матрицы и вторичных фаз. При такой методике статистику вели либо по светловыделенным дисперсионам, либо по темновыделенным в зависимости от режима контрастирования, так как контраст создавали темным или светлым фоном подложки. Для каждого случая проводили 10 съемок для набора статистики, необходимой для более точного определения размеров и распределения частиц вторичных фаз. На основании данных микрорентгеноспектрального анализа определяли химический состав интерметаллидов.

Методом рентгеноструктурного анализа провели исследования катаных образцов и образцов после отжига в плоскости, расположенной в середине толщины образца. Плоскость съемки полюсных фигур параллельна плоскости прокатки. Текстуру в виде трех неполных полюсных фигур {220}, {311}, {331} изучали методом «на отражение» с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в Со K_{α} -излучении. Диапазоны углов наклона и поворотов составили $\alpha = 0$ –70 град и $\beta = 0$ –360 град соответственно с шагом по α и β , равным 5 град. Исследование проводили не менее чем на двух образцах в каждом состоянии. Падение интенсивности на периферийной части полюсной фигуры вследствие эффекта дефокусировки корректировали при помощи поправочных коэффициентов, рассчитанных исходя из условий рентгенографической съемки полюсных фигур [20]. Функцию распределения ориентировок (ФРО) рассчитывали по измеряемым полюсным фигурам, представляя их в виде суперпозиции большого числа

(2000) стандартных распределений с одинаковым маленьким рассеянием. По данной ФРО также рассчитывали полные полюсные фигуры и обратные полюсные фигуры для трех взаимно перпендикулярных направлений в образце: направления нормали к плоскости прокатки (НН), направления прокатки (НП) и поперечного направления (ПН).

Исследование особенностей зеренной структуры и субструктур проведено методом дифракции обратно-рассеянных электронов (Electron backscatter diffraction, EBSD) на растровом электронном микроскопе высокого разрешения с полевой эмиссией (FEG SEM) Apreo 2 S (Thermo Fisher Scientific, США), оснащенном детектором энергодисперсионного спектрального анализа (ЭДС/EDS) Octane Elect Super (EDAX, США) и системой регистрации обратно-рассеянных электронов (ДОЭ/EBSD) Velocity Super (EDAX, США). Структуру образцов изучали с использованием лицензионного программного обеспечения EDAX OIM. Съемку проводили со следующими параметрами: ускоряющее напряжение 20 кВ, ток пучка 13 нА, шаг съемки варьировали в диапазоне 0,75–1 мкм в зависимости от типа структуры и размера кадра. С учетом размеров зерен в кадре было проанализировано от 3 до 20 зерен. За малоугловые границы принимали границы с разориентировками менее 15 град, за высокоугловые — границы с разориентировками более 15 град.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ результатов оптической микроскопии при режиме деформации $\varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$ (рис. 1, а) показал, что образцы имеют дендритную структуру с размерами зерен более 500 мкм с незначительными изменениями, вызванными деформацией. В то же время после нагрева деформированных образцов при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ и выдержке в течение 15 мин размер зерен уменьшается и становится неравномерным (см. рис. 1, б), т. е. имеет место рекристаллизация. Таким образом, внутренней энергии, накопленной в ходе деформации, достаточно для прохождения процессов рекристаллизации. Основным источником накопленной энергии на данном этапе являются малоугловые границы. При увеличении степени деформации до $\varepsilon = 0,6$ дендритная структура начинает вытягиваться по направлению деформации (см. рис. 1, в), при этом наблюдаются зерна различных размеров.

После отжига также отмечена частично вытянутая дендритная структура, однако отдельные зерна имеют меньшие размеры и являются более равнозернистыми, что свидетельствует о прохождении рекристаллизации (см. рис. 1, г). Следует отметить, что рекристаллизация на ранних стадиях термомеханической обработки объясняется высоким параметром Зенера – Холломона ($Z = 1,49 \cdot 10^{13}$), чему способствует низкая температура $T = 300^\circ\text{C}$ и высокая скорость $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$ горячей прокатки.

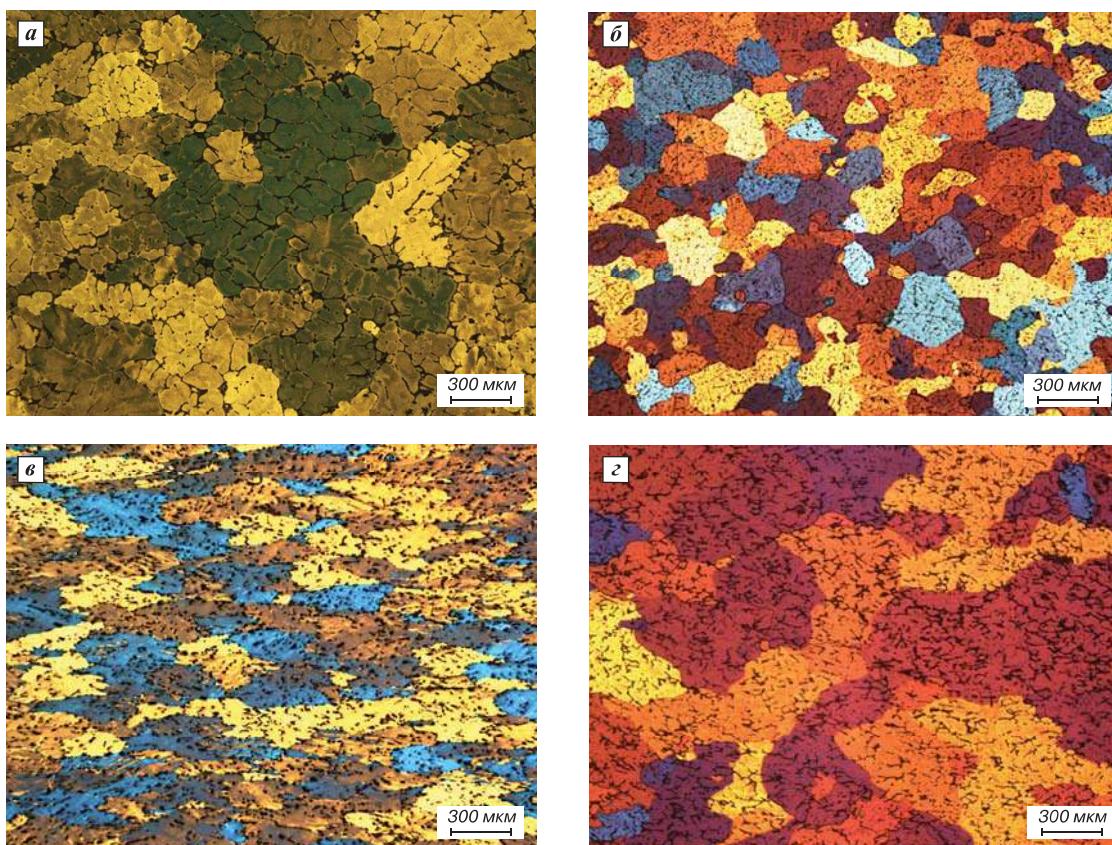


Рис. 1. Результаты оптической микроскопии для сплава 8011, $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$; $T = 300^\circ\text{C}$:
а — $\varepsilon = 0,3$; б — $\varepsilon = 0,3 + \text{отжиг } 400^\circ\text{C (15 мин)}$; в — $\varepsilon = 0,6$; г — $\varepsilon = 0,6 + \text{отжиг } 400^\circ\text{C (15 мин)}$

В гомогенизированном состоянии крупные интерметаллиды (размерами в одном из направлений 30–50 мкм) располагаются по границам дендритов (рис. 2, а). При деформации (см. рис. 2, б, в) происходит постепенное дробление интерметаллидов, т. е. их число растет, а размеры уменьшаются. При деформации $\varepsilon = 0,3$ число интерметаллидов на площадь 0,04 мм² составляет 136 шт. при среднем условном радиусе 12,5 мкм. Повышение степени деформации до $\varepsilon = 0,6$ приводит к увеличению их количества до 148 и уменьшению условного радиуса до 12 мкм. Большая часть интерметаллидов по-прежнему находится на границах зерен, но при этом можно наблюдать отдельные интерметаллиды внутри зерна, что свидетельствует о миграции границ либо в ходе деформации, либо в процессе рекристаллизации.

При степени деформации $\varepsilon = 0,3$ в образцах превалирует дендритная структура, некоторые дендриты вытянуты в направлении деформации (рис. 3, а). Большинство кристаллитов сохраняют свою форму и практически не претерпевают изменений в ходе деформации. Во всех кристаллитах присутствуют малоугловые границы, т. е. пластическая деформация отдельных кристаллитов происходит, однако ее степень

недостаточна для изменения их формы. Следует отметить, что малоугловых границ в сплаве 8011 существенно меньше, чем в сплавах с высоким содержанием магния, и размер субзерен намного больше. Такое различие в формировании субструктур между малолегированными алюминиевыми сплавами и сплавами, легированными магнием в пределах 4,5–6,0 % (мас.), сохраняется и на более поздних стадиях термомеханической обработки и объясняется отличиями в значениях энергии дефекта упаковки. Для малолегированных сплавов энергия дефекта упаковки составляет 0,1740 Н/м, а для сплавов с высоким содержанием магния — 0,1516 Н/м [21]. Из-за более высокого показателя энергии дефекта упаковки дислокации более подвижны [22], поэтому в малолегированных сплавах процессы возврата и полигонизации идут значительно быстрее и размеры субзерен гораздо больше, чем в сплавах, легированных магнием. Также следует отметить, что в высоколегированных сплавах торможение процесса возврата обусловлено снижением подвижности дислокаций из-за наличия атмосфер примесных атомов. Поэтому с высокой долей вероятности можно предположить, что 2–3 с, требующихся для переноса образца из малолегированного сплава от лабораторного стана

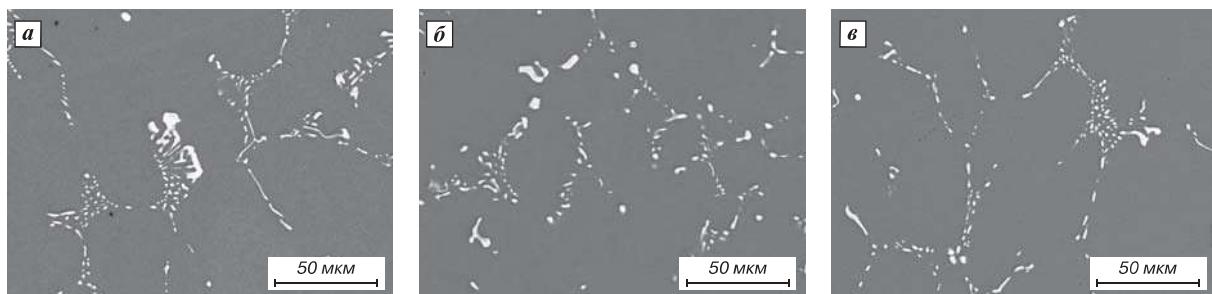


Рис. 2. Результаты оптической микроскопии для сплава 8011 после гомогенизации (а) и деформации ($\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}; T = 300^\circ\text{C}$) со степенью $\varepsilon = 0,3$ (б) и $\varepsilon = 0,6$ (в) (вид с экрана монитора)

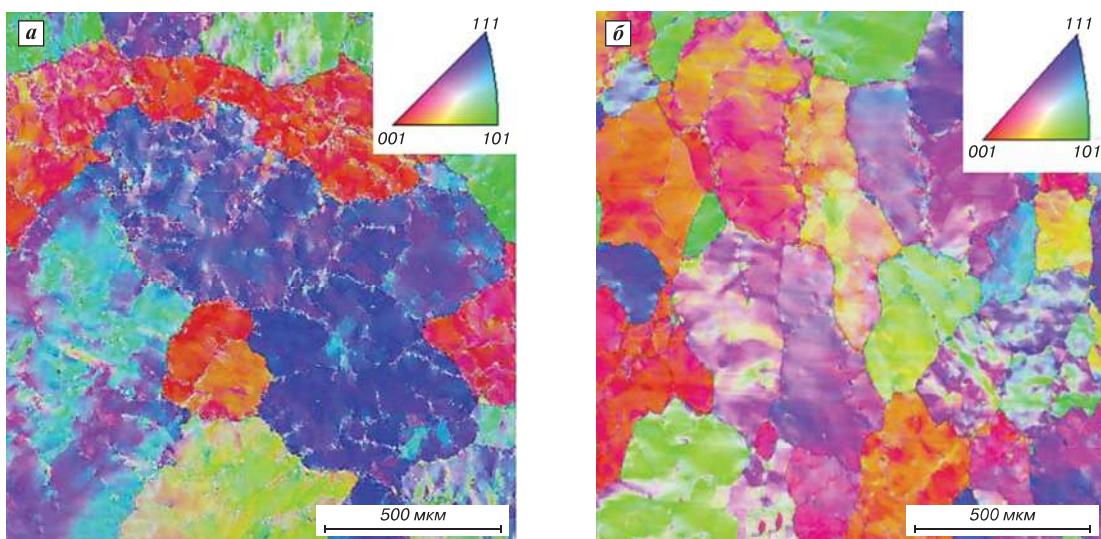


Рис. 3. EBSD-анализ сплава 8011 ($\varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$; $T = 300^\circ\text{C}$) после деформации (а) и отжига 400°C (15 мин) (б), малоугловые границы выделены белым цветом

до емкости с водой, достаточно для роста одних субзерен за счет других с сокращением общего числа малоугловых границ. Кроме того, плотность малоугловых границ может иметь низкое значение из-за процессов полигонизации и частичной рекристаллизации в междеформационных паузах. После отжига при температуре 400 °C (см. рис. 3, б) малоугловые границы исчезают, а размер зерна уменьшается в 2,5–3,0 раза, что свидетельствует о прохождении процесса рекристаллизации. После рекристаллизации наблюдаются зерна с различной ориентацией. Отсутствие большого числа зерен с кубической текстурой подтверждает, что имеющихся S-текстуру зерен недостаточно для активации процесса ориентированного роста [23], который во многих случаях является причиной формирования острой текстуры куба при рекристаллизации. Данные EBSD-анализа структуры после деформации и после отжига хорошо коррелируют с данными оптической микроскопии.

После деформации со степенью $\varepsilon = 0,6$ присутствуют достаточно крупные зерна (рис. 4, а). В целом размеры зерен соответствуют тем, что наблюдаются после рекристаллизации при деформации $\varepsilon = 0,3$. Это свидетельствует о процессах частичной рекристаллизации в междеформационных паузах, в ходе которых крупные дендритные зерна начинают постепенно заменяться более мелкими рекристаллизованными. Часть зерен имеют текстуру деформации. В зернах также присутствуют малоугловые границы, однако их плотность не так высока по причинам, описанным ранее. Следует отметить, что по результатам EBSD-анализа выявлены участки без следов деформации, присутствие которых подтверждает факт прохождения частичной рекристаллизации в междеформационных паузах. После отжига (см. рис. 4, б) малоугловые границы исчезают, однако наблюдаются зерна, имеющие приближенную к S текстуру, вероятно, не подвергшиеся рекристаллизации в ходе статического отжига. Таким образом, в результате процессов полигонизации и частичной рекристал-

лизации в предыдущих междеформационных паузах существенно снижается число дефектов кристаллической решетки и, как следствие, уменьшается уровень внутренней энергии в металле, которой становится недостаточно для полного протекания процесса рекристаллизации во время отжига.

После деформации со степенью $\varepsilon = 0,3$ рентгеноструктурный анализ (рис. 5, а) позволил выявить текстуры рекристаллизации, переходные между текстурами куба и Госса. В остальном же наблюдается большое количество бесструктурной составляющей. Отсутствие текстуры деформации снова подтверждает прохождение частичной рекристаллизации в междеформационных паузах, которая протекала в наиболее деформированных зернах. Отсутствие ярко выраженных текстур после отжига (см. рис. 5, б) свидетельствует о том, что в ходе рекристаллизации преобладает PSN-механизм (Particle-Stimulated Nucleation — зарождение, стимулируемое частицами), а отсутствие текстуры β -фибера не позволяет в полной мере произойти процессу ориентированного роста.

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, при деформации $\varepsilon = 0,6$ (рис. 6, а) формируется текстура β -фибера, в которой присутствуют все три типовые компоненты (Cu, S и Bs). Отметим, что это коррелирует с результатами локального EBSD-анализа, которые также показывают наличие текстур деформации. Кроме того, наблюдается определенная доля текстуры Госса, которая может образоваться как при деформации, так и в результате рекристаллизации, при этом, несмотря на ее наличие, она выражена недостаточно ярко. При рекристаллизации (см. рис. 6, б) наблюдается R-текстура, которая обычно образуется из S-компоненты в случаях отсутствия процесса ориентированного роста. Кубическая текстура после рекристаллизации не наблюдается, т. е. сформировавшихся в ходе горячей прокатки текстур деформации недостаточно для процесса ориентированного роста.

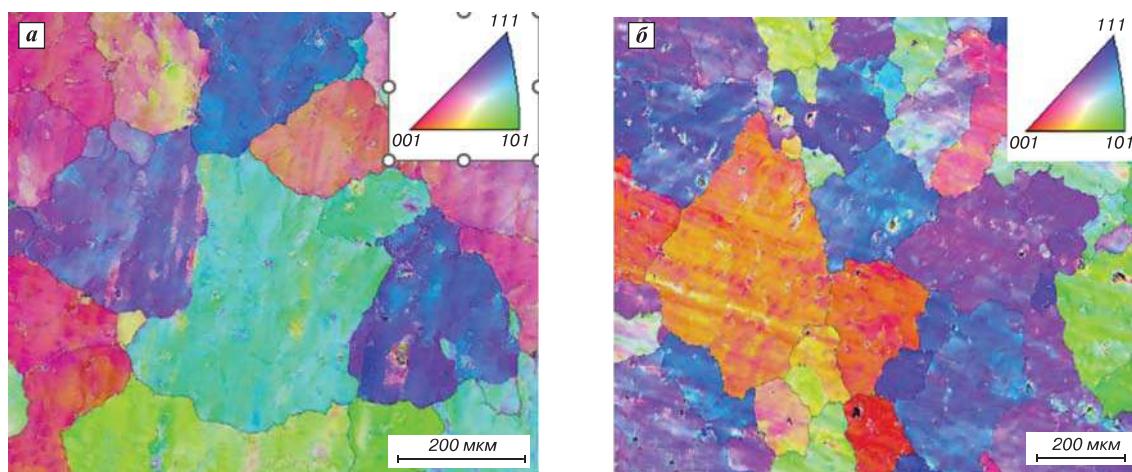


Рис. 4. EBSD-анализ сплава 8011 ($\varepsilon = 0,6$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ c}^{-1}$; $T = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$) после деформации (а) и отжига 400 °C (15 мин) (б), малоугловые границы выделены белым цветом

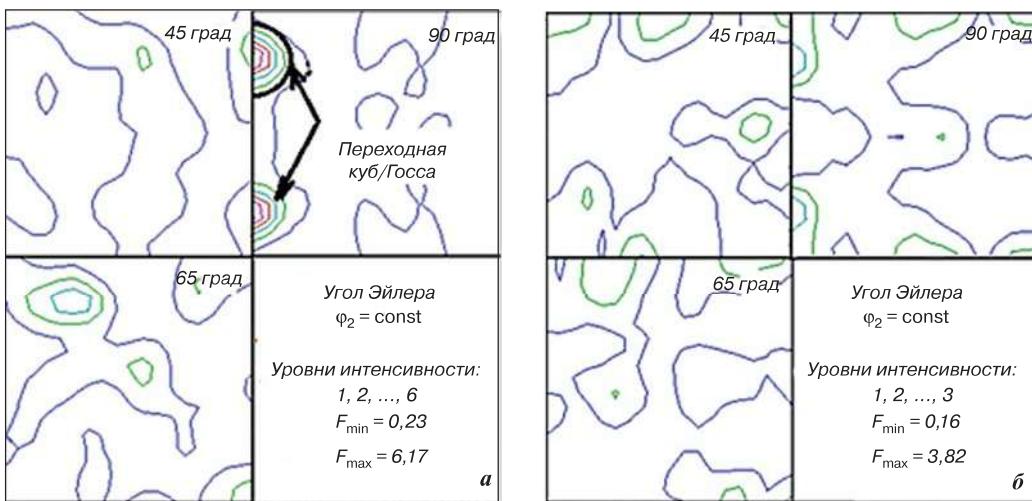


Рис. 5. Рентгеноструктурный анализ сплава 8011 ($\varepsilon = 0,3$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$; $T = 300^\circ\text{C}$) после деформации (a) и отжига 400°C (15 мин) (б)

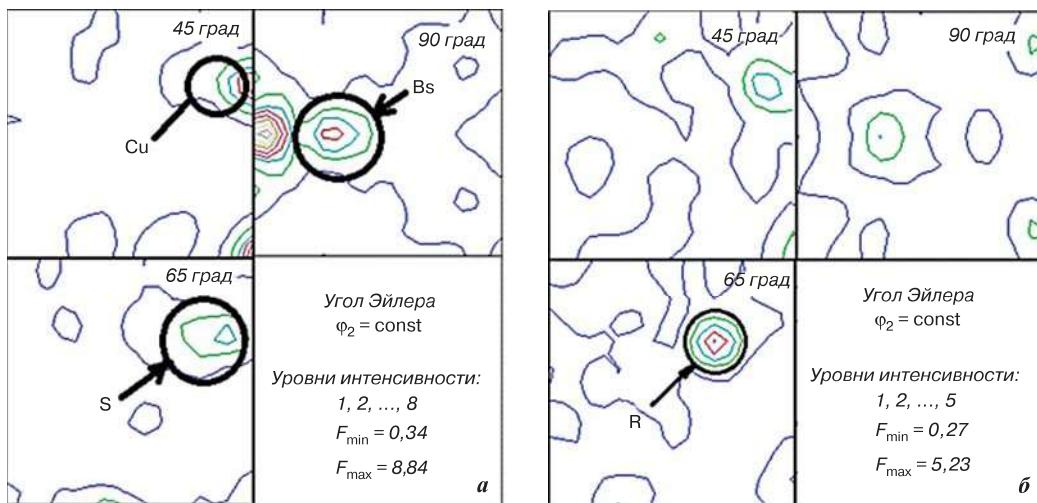


Рис. 6. Рентгеноструктурный анализ сплава 8011 ($\varepsilon = 0,6$; $\dot{\varepsilon} = 8 \text{ с}^{-1}$; $T = 300^\circ\text{C}$) после деформации (a) и отжига 400°C (15 мин) (б)

Таким образом, в малолегированных сплавах при рекристаллизации на стадии проработки литого материала так же, как и в сплавах с высоким содержанием магния, образуется структура, характеризующаяся главным образом бесструктурной составляющей. При этом причины появления бесструктурной составляющей имеют существенные отличия. В сплавах с высоким содержанием магния уже на этих стадиях наблюдается субструктура из хорошо сформированных субзерен малых размеров. Размеры субзерен меньше, чем размеры интерметаллидов, которых достаточно много в данных сплавах, и они в целом крупнее субзерен, особенно на этапе проработки литой структуры, пока не произошло их дробление. Поэтому на этапе проработки литой структуры основным типом зародышей рекристаллизации в алюминиевых сплавах, легированных магнием, являются зародыши PSN-механизма.

Результаты исследования показали, что в малолегированных сплавах кроме рекристаллизации по PSN-механизму можно наблюдать структуру, формирующую-

юся по механизму рекристаллизации *in situ*. Это случай собирательной полигонизации, когда субзерно растет до больших размеров, так и оставаясь окруженным малоугловыми границами. Например, размеры отдельных субзерен в сплаве 8011 могут доходить до нескольких десятков микрон в отличие от субзерен в таких сплавах, как 15654 и 5182. В силу микролокальной неоднородности деформации наблюдается такая же неоднородность в характере и условиях формирования центров первичной рекристаллизации в различных микрообъемах. На площади $0,04 \text{ мм}^2$, согласно данным сканирующей микроскопии, в среднем находится до 150 интерметаллидов со средним условным радиусом 12 мкм; области, прилегающие к этим частицам, рекристаллизуются по PSN-механизму. В то же время на аналогичной площади находятся в среднем 18 крупных субзерен (рекристаллизация по механизму *in situ*). Зародыши, образовавшиеся по PSN-механизму, имеют преимущества к росту [24], а ориентированный рост из зародышей, имеющих кубическую ориентацию практически

невозможен из-за слабой текстуры β -фибера. Полученная структура полосы обладает таким преимуществом, как низкая анизотропия механических свойств [25]. Следует ожидать, что сокращение проходов за счет повышенной степени деформации за проход приведет к уменьшению процессов частичной рекристаллизации в междеформационных паузах, вследствие чего в структуре образцов будет повышенное количество β -текстур, а количество бестекстурной составляющей снизится.

Выводы

Формирование кристаллографической текстуры в сплаве 8011 на ранних стадиях термомеханической обработки имеет ряд особенностей. Во-первых, это образование большого количества бестекстурной составляющей при рекристаллизации данных сплавов

по PSN-механизму. Во-вторых, большая скорость процессов возврата, в результате чего образуется ограниченное количество зародышей рекристаллизации с кубической ориентацией. Причиной этого является высокая энергия дефекта упаковки, увеличивающая подвижность дислокаций и скорость возврата. Еще одной особенностью формирования кристаллографической текстуры на ранних стадиях термомеханической обработки является отсутствие ориентированного роста кубической текстуры. Это объясняется слабо сформированной из-за частичной рекристаллизации в междеформационных паузах текстурой β -фибера.

Исследование выполнено за счет гранта Российской научного фонда, проект 18-79-10099-П, <https://rscf.ru/project/21-79-03041/>.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Voronin S. V., Chaplygin K. K. Determining the crystallographic orientation by scanning probe microscopy and polarizing microscopy with use of the FCC lattice of aluminum as an example // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2022. Vol. 16, Iss. 6. P. 1297–1300.
2. Savchenkov S., Kosov Y., Bazhin V., Krylov K., Kawalla R. Microstructural master alloys features of aluminum–erbium system // Crystals. 2021. Vol. 11, Iss. 11. 1353.
3. Белов Н. А., Короткова Н. О., Дорошенко В. В., Аксенов А. А. Влияние кальция на электрическое сопротивление и фазовый состав сплава Al – 1,5 % Mn // Цветные металлы. 2022. № 9. С. 85–91.
4. Власов А. А., Сизяков В. М., Бажин В. Ю., Фещенко Р. Ю., Шарипов Д. Д. Технологические особенности растворения глинозема в электролитах мощных алюминиевых электролизеров // Цветные металлы. 2011. № 8. С. 159–167.
5. Белов Н. А., Цыденов К. А., Летягин Н. В., Черкасов С. О. Структура и механические свойства горячекатанных листов из сплава Al – 2 % Cu – 2 % Mn – 0,4 % Si – 0,2 % Zr, подвергнутых сварке трением с перемешиванием // Цветные металлы. 2022. № 5. С. 66–72.
6. Арыщенский Ю. М., Гречников Ф. В. Теория и расчеты пластического формоизменения анизотропных материалов / под общ. ред. Ф. В. Гречникова. — М. : Металлургия, 1990. — 303 с.
7. Erisov Y. A., Grechnikov F. V., Surudin S. V. Yield function of the orthotropic material considering the crystallographic texture // Structural Engineering and Mechanics. 2016. Vol. 58, Iss. 4. P. 677–687.
8. Гречников Ф. В. Деформирование анизотропных материалов: Резервы интенсификации. — М. : Машиностроение, 1998. — 445 с.
9. Hirsch J. Through process modelling // Materials science forum. 2006. Vol. 519. P. 15–24.
10. Vatne H. E., Furu T., Ørsund, R., Nes E. Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium // Acta metallia. 1996. Vol. 44, Iss. 11. P. 4463–4473.
11. Vatne H. E., Wells M. A. Modelling of the recrystallization behaviour of AA5XXX aluminum alloys after hot deformation // Canadian metallurgical quarterly. 2003. Vol. 42, Iss. 1. P. 79–88.
12. Engler O., Vatne H. E. Modeling the recrystallization textures of aluminum alloys after hot deformation // JOM. 1998. Vol. 50. P. 23–27.
13. Aryshenskii E. V., Aryshenskii V. Y., Grechnikova A. F., Beglov E. D. Evolution of texture and microstructure in the production of sheets and ribbons from aluminum alloy 5182 in modern rolling facilities // Metal Science and Heat Treatment. 2014. Vol. 56. P. 347–352.
14. Гречников Ф. В., Арыщенский В. Ю. Феноменологические и кристаллографические основы формирования заданной анизотропии свойств при прокатке высокотекстурованных алюминиевых лент // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С. П. Королёва (национальный исследовательский университет). 2002. № 1. С. 68–77.
15. Aryshenskii E. V., Hirsch J., Beglov E. D., Konovalov S., Kargin V. R. Specific of the recrystallization driving force calculation on the early stages of thermomechanical treatment of aluminum alloys // Materials Science Forum. 2021. Vol. 1037. P. 273–280.
16. Yashin V., Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S., Latushkin I. Study of recrystallization kinetics in AA5182 aluminium alloy after deformation of the as-cast structure // Materials Research Express. 2019. Vol. 6, Iss. 6. 066552.
17. Wells M. A., Samarasakera I. V., Brimacombe J. K., Hawbolt E. B., Lloyd D. J. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminum alloys: Part I. Microstructural evolution // Metallurgical and Materials Transactions: B. 1998. Vol. 29, Iss. 3. P. 611–620.
18. Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S. Investigation of the intermetallic compounds fragmentation impact on the formation of texture during the as cast structure thermomechanical treatment of aluminum alloys // Metals. 2021. Vol. 11, Iss. 3. 507.
19. Арыщенский Е. В., Коновалов С. В. Механизмы и закономерности формирования текстуры и свойств в перспективных алюминиевых сплавах при рекристаллизации в процессах термомеханической обработки // Металлургия: технологии, инновации, качество : тр. XXII Международной научно-практической конференции. В 2-х частях. Часть 1. Под общ. ред. А. Б. Юрьева. — Новокузнецк : Сибирский государственный индустриальный университет, 2021. С. 225–232.
20. Серебряный В. Н., Куртасов С. Ф., Литвинович М. А. Изучение ошибок ФРО при обращении полюсных фигур с использованием статистического метода гребневых оценок // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73, № 4. С. 29–35.
21. Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S., Aryshenskii V., Drits A. Influence of Mg content on texture development during hot plain-strain deformation of aluminum alloys // Metals. 2021. Vol. 11, Iss. 6. 865.
22. Gryziecki J., Gdula Z. Dynamic recovery of polycrystalline silver // Materials Science and Engineering. 1987. Vol. 93. P. 99–105.
23. Nes E., Vatne H. E. The 40 (111) orientation relationship in recrystallisation // International Journal of Materials Research. 1996. Vol. 87, Iss. 6. P. 448–453.

24. Aryshenskii E. V., Hirsch J., Konovalov S. V., Prahl U. Specific features of microstructural evolution during hot rolling of the as-cast magnesium-rich aluminum alloys with added transition metal elements // Metallurgical and Materials Transactions A. 2019. Vol. 50. P. 5782–5799.

Tsvetnye Metally. 2023. No. 5. pp. 65–72
DOI: 10.17580/tsm.2023.05.09

UNDERSTANDING THE TEXTURE FORMING IN LOW-ALLOY ALUMINIUM ALLOYS AT EARLY STAGE OF THERMOMECHANICAL TREATMENT

Information about authors

E. V. Aryshenskiy, Associate Professor at the Department of Metal Technology and Aviation Materials Engineering¹, Leader of Industry-Specific Research Laboratory No. 4, Doctor of Technical Sciences, e-mail: arishenskiy.ev@ssau.ru
S. V. Konovalov, Vice Rector for Research and Innovation², Professor, Doctor of Technical Sciences, e-mail: konovalov@sibsiu.ru
V. V. Yashin, Manager³, Candidate of Technical Sciences, e-mail: Vasiliy.Yashin@samara-metallurg.ru
I. Yu. Litovchenko, Head of Shape Memory Alloys Laboratory⁴, Leader of the Shared Knowledge Centre NANOTEKH, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, e-mail: litovchenko@spti.tsu.ru

¹Samara National Research University, Samara, Russia.

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

³Samara Metallurgical Plant JSC, Samara, Russia.

⁴Institute of Strength Physics and Materials Science at the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia.

Abstract

This paper examines the texture of low-alloy alloy 8011 and the way it forms during its as-cast structure treatment. The process of texture forming during as-cast structure treatment differs from the processes observed at the later stages of thermomechanical treatment, and this needs further study. To understand how the texture tends to form, the authors used a laboratory mill for rolling specimens made of low-alloy aluminium alloys, which simulates a real industrial process. A comprehensive microstructural study was carried out for two deformation states, which involved optical microscopy for examining the grain microstructure, electron scanning microscopy for determining the number and sizes of intermetallics, an electron backscatter diffraction study for local microstructural analysis, and an X-ray texture analysis for determining the main crystallographic orientations. Thus, the authors established that, with the Zener–Hollomon parameter being high, the above alloy can experience recrystallization (including partial recrystallization in between deformation cycles) during as-cast structure treatment. Particle-stimulated nucleation serves as the principal nucleation mechanism. The poorly formed β -fiber texture, which makes the mechanism of oriented growth less efficient, impedes the forming of the cubic texture during recrystallization. Besides, due to the quickly developing rebound processes, only a small (compared with the second-phase particles) amount of subgrains is present in the grains at these stages. Therefore, the number of cube nuclei is also low. So, the texture that forms during as-cast structure treatment differs significantly from the one observed at the later stages of thermomechanical treatment.

Support for this research was provided under a grant of the Russian Science Foundation, Project 18-79-10099-П, <https://rscf.ru/project/21-79-03041/>.

Key words: texture, low-alloy aluminium alloys, thermomechanical treatment, intermetallics, recrystallization, substructure, grain structure.

References

1. Voronin S. V., Chaplygin K. K. Determining the crystallographic orientation by scanning probe microscopy and polarizing microscopy with use of the FCC lattice of aluminum as an example. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2022. Vol. 16, Iss. 6. pp. 1297–1300.
2. Savchenkov S., Kosov Y., Bazhin V., Krylov K., Kawalla R. Microstructural master alloys features of aluminum–erbium system. *Crystals.* 2021. Vol. 11, Iss. 11. 1353.
3. Belov N. A., Korotkova N. O., Doroshenko V. V., Aksenov A. A. Effect of calcium on electrical resistance and phase composition of Al – 1.5 % Mn alloy. *Tsvetnye Metally.* 2022. No. 9. pp. 85–91. DOI: 10.17580/tsm.2022.08.12.
4. Vlasov A. A., Sizyakov V. M., Bazhin V. Yu., Feshchenko R. Yu., Sharipov D. D. Dissolution of alumina in electrolytes of high-power aluminium cells: Process features. *Tsvetnye Metally.* 2011. No. 8. pp. 159–167.
5. Belov N. A., Tsydenov K. A., Letyagin N. V., Cherkasov S. O. Structure and mechanical properties of hot rolled sheets of Al – 2 % Cu – 2 % Mn – 0.4 % Si – 0.2 % Zr alloy subjected to friction stir welding. *Tsvetnye Metally.* 2022. No. 5. pp. 66–72.
6. Aryshenskiy Yu. M., Grechnikov F. V. Plastic forming of anisotropic materials: Theory and calculations. Ed. by F. V. Grechnikov. Moscow : Metallurgiya, 1990. 303 p.
7. Erisov Y. A., Grechnikov F. V., Surudin S. V. Yield function of the orthotropic material considering the crystallographic texture. *Structural Engineering and Mechanics.* 2016. Vol. 58, Iss. 4. pp. 677–687.
8. Grechnikov F. V. Deforming of anisotropic materials: Intensification reserves. Moscow : Mashinostroenie, 1998. 445 p.
9. Hirsch J. Through process modelling. *Materials Science Forum.* 2006. Vol. 519. pp. 15–24.
10. Vatne H. E., Furu T., Orsund, R., Nes E. Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium. *Acta Materialia.* 1996. Vol. 44, Iss. 11. pp. 4463–4473.
11. Vatne H. E., Wells M. A. Modelling of the recrystallization behaviour of AA5XXX aluminium alloys after hot deformation. *Canadian Metallurgical Quarterly.* 2003. Vol. 42, Iss. 1. pp. 79–88.
12. Engler O., Vatne H. E. Modeling the recrystallization textures of aluminum alloys after hot deformation. *JOM.* 1998. Vol. 50. pp. 23–27.
13. Aryshenskii E. V., Aryshenskii V. Y., Grechnikova A. F., Beglov E. D. Evolution of texture and microstructure in the production of sheets and ribbons from aluminum alloy 5182 in modern rolling facilities. *Metal Science and Heat Treatment.* 2014. Vol. 56. pp. 347–352.
14. Grechnikov F. V., Aryshenskii V. Yu. A phenomenological and crystallographic basis for forming a given anisotropy of properties during rolling of highly textured aluminium bands. *Bulletin of Korolev Samara State Aerospace University (National Research University).* 2002. No. 1. pp. 68–77.
15. Aryshenskii E. V., Hirsch J., Beglov E. D., Konovalov S., Kargin V. R. Specific of the recrystallization driving force calculation on the early stages of thermomechanical treatment of aluminum alloys. *Materials Science Forum.* 2021. Vol. 1037. pp. 273–280.
16. Yashin V., Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S., Latushkin I. Study of recrystallization kinetics in AA5182 aluminium alloy after deformation of the as-cast structure. *Materials Research Express.* 2019. Vol. 6, Iss. 6. 066552.
17. Wells M. A., Samarasekera I. V., Brimacombe J. K., Hawbolt E. B., Lloyd D. J. Modeling the microstructural changes during hot tandem rolling of AA5XXX aluminium alloys: Part I. Microstructural evolution. *Metallurgical and Materials Transactions: B.* 1998. Vol. 29, Iss. 3. pp. 611–620.
18. Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S. Investigation of the intermetallic compounds fragmentation impact on the formation of texture during the as-cast structure thermomechanical treatment of aluminum alloys. *Metals.* 2021. Vol. 11, Iss. 3. 507.
19. Aryshenskii E. V., Konovalov S. V. Texture and properties formed in innovative aluminium alloys during recrystallization induced by thermomechanical treatment: Forming mechanisms and regularities. *Metallurgy: Technology, Innovation, Quality: Proceedings of the 22nd International Conference.* In 2 parts. Part 1. Ed. by A. B. Yuriev. Novokuznetsk : Sibirskiy gosudarstvennyi industrialnyi universitet, 2021. pp. 225–232.
20. Serebryanyi V. N., Kurtasov S. F., Litvinovich M. A. Examining the orientation distribution function errors when using ridge estimate method for treatment of pole figures. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov.* 2007. Vol. 73, No. 4. pp. 29–35.
21. Aryshenskii E., Hirsch J., Konovalov S., Aryshenskii V., Drits A. Influence of Mg content on texture development during hot plain-strain deformation of aluminum alloys. *Metals.* 2021. Vol. 11, Iss. 6. 865.
22. Gryziecki J., Gdula Z. Dynamic recovery of polycrystalline silver. *Materials Science and Engineering.* 1987. Vol. 93. pp. 99–105.
23. Nes E., Vatne H. E. The 40 (111) orientation relationship in recrystallization. *International Journal of Materials Research.* 1996. Vol. 87, Iss. 6. pp. 448–453.
24. Aryshenskii E. V., Hirsch J., Konovalov S. V., Prahl U. Specific features of microstructural evolution during hot rolling of the as-cast magnesium-rich aluminum alloys with added transition metal elements. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2019. Vol. 50. pp. 5782–5799.
25. Aryshenskii E. V., Serebryany V. N., Tepterev M. S., Grechnikova A. F. Study of the laws of texture formation in the alloy 8011 during cold rolling and annealing. *The Physics of Metals and Metallography.* 2015. Vol. 116. pp. 925–931.