Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи

ДАНИЛОВ СЕРГЕЙ ВЛАДИМИРОВИЧ

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКАМИ ПРИ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

ΑΒΤΟΡΕΦΕΡΑΤ

диссертации на соискание ученой степени кандидата

технических наук

Екатеринбург – 2021

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов Института новых материалов и технологий ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

Научный руководитель:	доктор технических наук, профессор, Лобанов Михаил Львович			
Официальные оппоненты:	Попов Владимир Владимирович, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией диффузии;			
	Бецофен Сергей Яковлевич, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный			

материалов; Мишин Василий Викторович, доктор технических наук, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», г. Санкт-Петербург, доцент Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта.

исследовательский университет)», г. Москва, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки

Защита состоится «24» июня 2021 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 05.04.08 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=2232

Автореферат разослан «___» ____ 2021 г.

Ученый секретарь диссертационного совета

Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Производство листовых конструкционных и функциональных металлических материалов и изделий, как правило, включает в себя стадию термодеформационной обработки. Одним из основных типов термодеформационной обработки является горячая прокатка. В процессе горячей прокатки, помимо изменения геометрических размеров, формируется определенная кристаллографическая текстура материала. Практический интерес к кристаллографическим текстурам связан с тем, что их наличие приводит к анизотропии физических свойств, прочности и пластичности, а также склонности материала к разрушению.

Сформированная в материале на определенном переделе текстура, при последующих обработках (отжигах, деформациях), через механизм структурно-текстурной наследственности, может оказать существенное влияние на ориентационно-зависимые свойства готового изделия. Например, в техническом сплаве Fe-3%Si на стадии горячей прокатки закладываются предпосылки для формирования, ответственной за высокие магнитные свойства готовой продукции, текстуры (110)[001]. При этом собственно макроструктура полосы Fe-3%Si образуется на завершающей стадии ее обработки (высокотемпературном отжиге) при вторичной рекристаллизации.

Решение задач по получению оптимального уровня ориентационно-зависимых физических и механических свойств большой группы металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками, а также управления технологическими процессами на стадии производства из них изделий связано с уровнем понимания закономерностей и механизмов формирования текстуры при пластической деформации, а также при кристаллографически ориентированных структурных и фазовых превращениях.

Таким образом, актуальность данной работы обусловлена необходимостью выявления закономерностей формирования и эволюции кристаллографической текстуры, с учетом соответствующих изменений физических и механических ориентационно-зависимых свойств, позволяющих оптимизировать существующие и разрабатывать новые технологии производства современных металлических материалов и изделий.

Степень разработанности темы

Результаты исследований и модели формирования кристаллографической текстуры металлических материалов подробно описаны и проанализированы в отечественной и зарубежной литературе. Представления о текстуре в металлических материалах и её влиянии на физические и механические свойства металлов и сплавов с ОЦК и ГЦК решетками в России глубоко исследованы и обобщены следующими авторами: Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Гольдштейн В.Я., Штремель М.А., Горелик С.С., Вайнблат Ю.М., Соколов Б.К., Губернаторов В.В., Гервасьева И.В., Бецофен С.Я., Арышенский Е.В. и др. Наибольший вклад в развитии данного направления на западе внесли Tailor G.I., Schmid E., Bishop J.F.W., Hill R., Wassermann G., Humphreys F.J., Hatherly M., Grewen J., Raabe D., Lücke K., Engler O., Hirsch J., и др.

К настоящему времени накоплен обширный феноменологический материал, касающийся кристаллографической текстуры. Формирование текстуры деформации металлов может быть описано с позиций классических теорий Закса, Тейлора, Бишопа-Хилла и др. Общим допущением всех этих теорий является предположение о том, что деформация осуществляется только скольжением по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Связь между сдвигами по системам скольжения и поворотами кристаллической решетки осуществляется в соответствии с макроскопической теорией пластичности. В то же время с дислокационных позиций пластическая

деформация представляется очень сложным процессом. Описанные в настоящее время типы взаимодействий дислокаций позволяют рассчитать с известной точностью деформацию некоторых монокристаллов. Законченная теория, описывающая изменение текстуры поликристаллов с позиций теории дислокаций, остается открытой для исследований.

Поскольку термодеформационная обработка практически всегда проводится в области высоких температур, на формирование кристаллографической текстуры могут оказывать влияние не только процессы деформации, но и процессы рекристаллизации. Рассмотрение образования текстур рекристаллизации базируется на объединенной теории ориентированных зарождения и роста. Основное положение данной теории сводится к тому, что зародыши первичной рекристаллизации обладают определенной ориентировкой, закономерно связанной с текстурой деформации, при этом растут быстрее всего те зародыши, ориентировка которых относительно текстуры деформированной матрицы соответствует максимальной подвижности их границ. Однако, происхождение текстур рекристаллизации все еще остается предметом дискуссий.

Также в процессе горячей прокатки (ГП) могут протекать не только структурные, но и фазовые превращения (ФП). Огромное количество стальных изделий производится по схемам, включающим горячую деформацию в аустенитной области с последующим охлаждением в процессе, которого реализуется $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. В результате ФП происходит изменение кристаллографической текстуры материала. При реализации сдвигового превращения ($\gamma \rightarrow \alpha'$), оно происходит с выполнением многовариантных ориентационных соотношений (ОС, Курдюмова-Закса, Нишиямы-Вассермана, или др.). В современных работах отмечается, что диффузионно-контролируемые ФП также реализуются в соответствии с ОС, установленными для сдвиговых превращений. При многовариантности ОС случайное образование зародышей новой фазы в процессе ФП не предполагает формирование кристаллографической макротекстуры изделия. Однако ее наличие зафиксировано в большом количестве исследований.

Цель работы: установление закономерностей формирования кристаллографической текстуры в конструкционных и функциональных металлических материалах с ОЦК и ГЦК решетками при термодеформационной обработке, включающей пластическую деформацию, рекристаллизацию и фазовые превращения, для оптимизации ориентационно-зависимых физических и механических свойств материалов и изделий.

В работе были поставлены и решены следующие задачи:

1. Исследовать кристаллографическую текстуру промышленных образцов: технического сплава Fe-3%Si с ОЦК-решеткой и конструкционного алюминиевого сплава 6061 с ГЦК-решеткой после ГП, а также малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после контролируемой термомеханической обработки (ТМСР) по всей толщине проката.

2. Установить взаимосвязь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками зерен на исследуемых образцах технического сплава Fe-3%Si, алюминиевого сплава 6061 после ГП и молибдена технической чистоты после прокатки и последующей термообработки.

3. Проанализировать основные закономерности формирования текстуры при ФП в процессе термодеформационной обработки на образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ при ТМСР и последующих термообработках.

4. Оценить влияние кристаллографической текстуры, формирующейся в процессе ГП исследуемых материалов на их физические, механические и эксплуатационные свойства.

4

Научная новизна и теоретическая значимость заключаются в том, что в результате экспериментальных исследований методом ориентационной микроскопии, получены новые научные и уточнены имеющиеся результаты по особенностям формирования при ГП структурных и текстурных состояний металлических материалов с ОЦК и ГЦК решетками:

1. С помощью современных методов ориентационной микроскопии – Electron backscatter diffraction (EBSD), основанных на дифракции обратно рассеянных электронов, детально изучена кристаллографическая текстура деформации и рекристаллизации на промышленных образцах: технического сплава Fe-3%Si нитридно-медного варианта производства после чистовой ГП, технического молибдена после прокатки и последующей термообработки, конструкционного алюминиевого сплава 6061 после ГП, и малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после ТМСР по всей толщине проката.

2. Показано, что наличие углерода в твердом растворе технического сплава Fe-3%Si позволяет при ГП частично сохранить текстуру деформации (110)[001], за счет стабилизации дислокационной структуры.

3. На образцах алюминиевого сплава 6061 показано, что анизотропия прочностных механических свойств горячекатаной алюминиевой плиты в основном определяется интегральной кристаллографической текстурой материала, показателем которой является усредненный по ориентировкам фактор Тейлора.

4. Установлено, что образование расщеплений при разрушении малоуглеродистых низколегированных трубных сталей типа 06Г2МБ с бейнитной структурой, полученных ТМСР, связано с наличием в материале кристаллографической текстуры, формирующейся в процессе горячей деформации и последующего γ→α превращения. За образование расщеплений ответственными являются вытянутые в направлении ГП области с ориентировкой близкой к (001)<110>.

5. Полученные результаты научной работы были использованы для построения моделей формирования текстур рекристаллизации и ФП в металлических материалах с ОЦК и ГЦК решетками, основанных на подходе о первостепенной роли кристаллографически обусловленных межзеренных границ.

Практическая значимость работы. Даны рекомендации по возможностям оптимизации процессов термодеформационной обработки металлических материалов с ОЦК и ГЦК решетками для модернизации существующих технологий производства полуфабрикатов и изделий с определенным комплексом ориентационно-зависимых физических, механических, и эксплуатационных свойств.

Полученная в результате исследования информация о структурно-текстурных состояниях, реализуемых при ТМСР в стали 06Г2МБ, была использована для построения численной модели формирования структуры листов, прокатанных на стане 5000 (ПАО «ММК»). На численную модель получен патент РФ на изобретение RU 2729801 C1.

Методология и методы исследования:

Методологической основой послужили работы ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения кристаллографической текстуры и свойств металлов после ГП. Для решения поставленных задач использовались современные методы растровой электронной микроскопий с использованием ориентационной микроскопии (EBSD), основанной на анализе дифракции обратно рассеянных электронов. Для оценки равновесных фазовых составов, химических составов фаз, при различных температурах, а также критических температур равновесных фазовых переходов проводились расчеты в специализированном лицензированном пакете ThermoCalc.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования влияния термодеформационной обработки на структурнотекстурные состояния металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками.

2. Зависимость между анизотропией механических свойств горячекатаной алюминиевой плиты и текстурой материала, показателем которой является усредненный по ориентировкам фактор Тейлора.

3. Связь кристаллографической текстуры малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, полученных ТМСР, с наличием расщеплений (вторичных трещин), появляющихся при разрушении материала.

4. Особенности текстурной наследственности при термообработках малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, полученных ТМСР.

Достоверность результатов диссертационной работы обеспечивается воспроизводимостью результатов экспериментов, применением комплекса современных методов и приборов анализа структуры, фазового состава, текстуры и механических свойств. Полученные результаты о текстурном состоянии исследуемых металлов и сплавов согласуются и дополняют данные, опубликованные в отечественной и западной литературе.

Апробация работы

Основные положения работы докладывались и обсуждались на 15 научных конференциях, в том числе: XV Международная научно-техническая уральская школа-семинар металловедов молодых ученых (Екатеринбург, 2014), 53-ая Международная научная студенческая конференция МНСК-2015 (Новосибирск, 2015), Международная научно-практическая конференция "Материаловедение. Машиностроение. Энергетика." (Екатеринбург, 2015), XVI Международная научно-техническая уральская школа-семинар металловедов - молодых ученых (Екатеринбург, 2015), XXIII металловедов-термистов "Актуальные Уральская школа проблемы физического металловедения сталей и сплавов", посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова (Тольятти, 2016), Х Международная конференция "Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций" (Екатеринбург, 2016), XVII Международная научно-техническая уральская школасеминар металловедов - молодых ученых (Екатеринбург, 2016), III Международная научнотехническая конференция "Пром-Инжиниринг" (Челябинск, 2017), XXIV Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Магнитогорск, 2018), International Conference on Industrial Engineering. ICIE-2018 (Челябинск, 2018), XII Международная конференция – Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций (Екатеринбург, 2018), 5th International Conference on Competitive Materials and Technology Processes (Miskoc-Lillafured, Hungary, 2018), XIX Международная научно-техническая уральская школасеминар металловедов – молодых ученых (Екатеринбург, 2018).

Публикации

По теме диссертационной работы опубликовано 17 научных трудов, из них 13 статей в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, из которых 12 проиндексированы в базах Scopus и Web of Science, получен 1 патент РФ на изобретение.

Структура и объем диссертации.

Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, заключения и списка литературных источников, включающего 135 наименований. Общий объем диссертационной работы – 132 страницы. Диссертационная работа содержит 67 рисунков и 12 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы диссертационной работы, сформулированы цели и задачи, представлена научная новизна и практическая значимость, методология и методы исследования, приведены основные положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация полученных результатов.

Первая глава посвящена аналитическому обзору отечественной и зарубежной литературы по формированию текстуры металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками при пластической деформации, рекристаллизации и ФП, в процессе термодеформационной обработки. Рассмотрены особенности формирования кристаллографической текстуры при ГП функциональных (технического сплава Fe-3%Si) и конструкционных (молибдена, малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si) материалов. Обобщены литературные данные о влиянии текстурно-структурного состояния на ориентационно-зависимые физические, механические и эксплуатационные свойства исследуемых металлических материалов. На основании проведенного анализа сформулирована цель и основные задачи диссертационной работы.

Вторая глава посвящена описанию исследуемых материалов, применяемого оборудования и использованных методик. В качестве материалов для исследования использовались образцы, отобранные от промышленных металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решётками на определённых технологических переделах:

– Образцы технического сплава Fe-3%Si, вырезанные из полос электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства толщиной 2,6 мм после чистовой ГП на непрерывном широкополосном стане с относительным обжатием более 90 %. Температура конца чистовой ГП ~ 930 °C.

– Образцы листового технического молибдена толщиной 2 мм, полученного прокаткой при температуре 1100 °C с относительным обжатием более 90 %. Вырезанные из листа образцы отжигались в вакуумной печи при температуре 1200 °C в течение 45...300 минут.

– Образцы алюминиевого сплава 6061 после ГП с относительным обжатием более 90 % по двум технологическим режимам: І – при наименьших временных затратах (температура прокатки изменялась от 460 до 423 °C при цикле ГП 250 с); II – при пониженной скорости ГП (температура прокатки изменялась от 460 до 376 °C, цикл ГП составил 312 с).

– Образцы малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после ТМСР с относительным обжатием более 90 %. Температура конца изотермической ГП ~ 830 °C. Температура конца изотермической ГП при ТМСР была близка к температуре A_{C3} для данной стали ~ 830 °C. Образцы представляли собой всю толщину листов (27,7...23,0 мм), характеризовались в пределах класса прочности близкими уровнями механических свойств, при этом демонстрировали различную склонность к формированию в изломах расщеплений при проведении механических испытаний. С целью получения структур различного типа, таких как: мартенсит, нижний бейнит, верхний бейнит, образцы подвергались термообработкам.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводились на растровых микроскопах Tescan Mira3 и Jeol JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxsford Instruments. Исследование интегральной текстуры (в пределах всей анализируемой при одной съемки области) проводилось с помощью ориентационных карт (OK), соответствующих им, прямых полюсных фигур (ППФ) и функций распределения ориентаций (ФРО).

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением ГП (X || НП), нормалью к ее плоскости (Y || НН) и перпендикулярным им направлением (Z || ПН), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

Для оценки равновесных фазовых составов, химических составов фаз, при различных температурах, а также критических температур равновесных фазовых переходов проводились расчеты в специализированном лицензированном пакете ThermoCalc.

Третья глава посвящена изучению формирования текстурно-структурного состояния горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si. Показано, что текстура материала изменяется по толщине слоя (рисунки 1, 2) и сильно зависит от положения образца по ширине полосы (рисунок 3).



Рисунок 1 – Микроструктура и текстура центральной по ширине (410 мм от кромки) области технического сплава Fe-3%Si после ГП: а – микроструктура, приведена вся толщина полосы; I–IV – области (приблизительно), с которых проводилась ориентационная микроскопия; б – стереографический треугольник с цветовым обозначением кристаллографических направлений; в – ориентационные карты (OK) с HH, соответствующие областям I–IV; г – OK с HП, соответствующие областям I–IV Ориентационный анализ образцов показал, что текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si как в поверхностных, так и в центральных слоях полосы, состоит из наборов дискретных стабильных ориентировок. В поверхностном слое (рисунки 1, область I, IV; 2, а) основную часть занимают рекристаллизованные зерна с ориентировками близкими к (110)[001], двум из $\{110\}<112$, двум из $\{112\}<111$ и одной из $\{110\}<111$. Также в структуре присутствует небольшая доля сохранившихся деформированных зерен с тем же набором ориентировок. В центральном слое (рисунки 1, область II, III; 2, б) деформированные и рекристаллизованные зерна имеют ориентировки близкие к (001)[110], двум из $\{112\}<110$, двум из $\{111\}<112$ и одной из $\{112\}<110$, двум из $\{111\}<112$, и четыре ориентировки из ~ $\{216\}<301$. Таким образом, текстура поверхностного слоя, представленная в основном ориентировками рекристаллизации, является развернутой на 90° вокруг ПН текстурой центрального слоя, сформированной в основном набором деформационных ориентировок (рисунок 2).



Рисунок 2 – Текстура поверхностного (а) и центрального (б) по толщине слоя технического сплава Fe-3%Si после ГП в виде ППФ

При реализации поперечного течения материала в процессе ГП на кромках полосы в поверхностных слоях технического сплава Fe-3%Si формируется устойчивая ориентировка деформации {112}<110> (рисунок 3, а). Скорость охлаждения кромок полосы существенно отличается от середины, что практически исключает протекание рекристаллизационных процессов, и, соответственно, сохраняет вытянутую деформированную зеренную структуру, имеющую в чистом виде текстуру деформации.



Рисунок 3 – Текстура в виде ППФ поверхностного слоя образцов, отобранных на расстоянии 5 мм (а) и 40 мм (б) от кромки горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si

Кристаллографический анализ с учетом критерия Брендона ($\Delta\Theta$) показывает, что ориентировки рекристаллизованных зерен как в поверхностных, так и в центральных слоях горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si, связаны с ориентировками деформированных зерен поворотами на определенные углы вокруг осей <110>. Можно предположить, что рекристаллизация в процессе ГП происходила за счет движения кристаллографически обусловленных межзеренных границ. Эти

специальные границы формировались между соседствующими деформированными зернами, находившимися в соответствующих специальных разориентациях. Основной набор существующих рекристаллизационных и деформационных ориентировок, как в центральных, так и в поверхностных слоях полосы можно получить на основе представлений о доминирующей роли кристаллографически обусловленных межзеренных границ в процессе рекристаллизации (рисунок 4).

Слой	Ориентировки д	цеформации*	Разориентация**	Ориентировки рекристаллизации
Центральный	(001)[110]	····•	Σ11 (50,48 ± 4,52°) Σ9 (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond \oslash \Diamond \Diamond$
			Σ11 (50,48 ± 4,52°)	\diamond
	{112}<110>		Σ33a (20,05 ± 2,61°) Σ9 (38,94 ± 5,00°)	\bigotimes
			Σ9 (38,94 ± 5,00°)	
			Σ33a (20,05 ± 2,61°) Σ9 (38,94 ± 5,00°)	
			Σ9 (38,94 ± 5,00°)	
	{111}<112>	erer.	Σ9 (38,94 ± 5,00°)	\bigcirc
			Σ11 (50,48 ± 4,52°)	
			Σ9 (38,94 ± 5,00°)	$\langle \mathbf{r} \rangle$
			Σ11 (50,48 ± 4,52°)	
	{111}<110>		Σ33a (20,05 ± 2,61°) Σ11 (50,48 ± 4,52°)	\square
			Σ33a (20,05 ± 2,61°) Σ11 (50,48 ± 4,52°)	\bigcirc

*- на элементарных ячейках кристаллической решетки указаны оси <110> и направления поворотов, за счет которых возникают специальные разориентации; ** - для специальных разориентаций указаны величины углов поворота и критерии Брендона (ΔΘ); прозрачные элементарные ячейки соответствуют ориентировкам, не обнаруженным при расшифровке текстуры.

Рисунок 4 – Схема преобразования деформационных ориентировок в ориентировки рекристаллизации с использованием специальных разориентаций на примере основных ориентировок центрального слоя по толщине листа горячекатаного сплава Fe-3%Si

Исследование поверхностных слоев горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si методом EBSD (рисунок 1) показывает, что ориентировку, близкую к (110)[001], преимущественно имеют вытянутые по НП деформированные зерна. При этом рекристаллизованные зерна характеризуются наличием рассеянной текстуры с осью <110>, параллельной НН.

Наличие аустенита в сплаве Fe-3%Si при ГП в условиях снижения температуры приводит к фазовой перекристаллизации (γ→α), сопровождаемой фазовым наклепом, который интенсифицирует

процесс рекристаллизации. Таким образом, формирование в текстуре ГП ориентировок (110)<112>...<113> является результатом процесса рекристаллизации.

Наиболее интересные результаты о влиянии углерода на формирование структуры получены исследованиями с помощью возможностей EBSD с плоскости прокатки для слоя 1/8 толщины. Металлографический анализ структуры горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si позволяет выявить три ее основные составляющие (рисунок 5, б): области продуктов распада аустенита (1), области деформированных зерен (2) и растущие рекристаллизованные зерна (3). В целом, исследованная область представлена аксиальной текстурой <110>, т. е. большинство кристаллитов имеют плоскость {110}, параллельную плоскости прокатки. При этом деформированные зерна характеризуются наличием достаточно острой ориентировки (110)[001] (рисунок 5, а), а рекристаллизованные – {110}<h,-h,!>. Это позволяет предположить, что углерод, выделяющийся в процессе распада аустенита при ГП, диффундирует и собирается на малоугловых границах, уменьшая их подвижность, т. е. затрудняет процессы образования зародышей рекристаллизации и их роста. Таким образом, наличие углерода в твердом растворе позволяет при ГП сохранить острую текстуру деформации (110)[001].



Рисунок 5 – Микроструктура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si в слое, отстоящем от поверхности на 1/8 толщины полосы: а – ОК с выделением ориентировки ~ (110)[001] с отклонением до 20° по всем углам; б – изображение в отраженных электронах

Четвертая глава посвящена изучению формирования текстурно-структурного состояния в процессе термодеформационной обработки листового технического молибдена.

Интегральный анализ ориентировок листа из технического молибдена после прокатки при температуре 1100 °C с суммарной степенью деформации, превышающей 90 %, показал, что текстура деформации (рисунок 6, б, в) практически не изменялась по толщине листа, и состояла из набора рассеянных дискретных ориентировок: сильной {001}<110> и слабых {112}<110>, {111}<112>, {111}<110>, являющихся стабильными при прокатке материала с ОЦК-решёткой.

Для исследования текстуры рекристаллизации данные образцы были подвергнуты отжигу в вакуумной печи при температуре 1200 °C с выдержкой 45 (рисунок 7), 150 и 300 минут. Используя возможности метода ориентационной микроскопии – EBSD, была проанализирована взаимосвязь текстур деформации и рекристаллизации молибдена. С помощью программного обеспечения выделяли ориентировки всех зеренных фракций, составляющих структуру в процессе её эволюции на образцах после отжига с выдержкой 45 минут (рисунок 7, б-г). Было установлено, что текстура равноосных рекристаллизованных зерен состояла из того же набора ориентировок, что и текстура деформированных зерен после «теплой» прокатки (рисунки 6, в; 7, г). Также зафиксировано, что текстура основной части сохранившихся полигонизованных (бывших деформированных) зерен состояла только из ориентировки {001}<110> с рассеянием ± 20°. Последнее, по-видимому, объясняется малой склонностью к рекристаллизации данной ориентировки.



Рисунок 6 – Микроструктура и текстура молибдена после прокатки при температуре 1100 °C: а – ОК (фазовый контраст) с выделением малоугловых и высокоугловых межкристаллитных границ (приведен участок центральной области листа); б, в – ППФ с подповерхностной (б) и центральной (в) областей листа



Рисунок 7 – Микроструктура и текстура молибдена в процессе развития рекристаллизации (отжиг в течение 45 минут): а – ОК (фазовый контраст) с выделением малоугловых и высокоугловых межкристаллитных границ; б – ППФ со всей области, приведенной на (а); в, г – ППФ с деформированных (в) и рекристаллизованных (г) зерен с области, приведенной на (а)

При отжиге с выдержкой ≥ 150 минут в процессе рекристаллизации заметно ослабилась ориентировка {001}<110> и наблюдалось усиление ориентировок близких к {112}<110>, {111}<112>, {111}<110>.

По компонентному составу текстура деформации и рекристаллизации технического молибдена повторяет текстуру центральных слоев технического сплава Fe-3%Si. В результате анализа ориентировок деформации и рекристаллизации показано, что ориентировки рекристаллизованных зерен, связаны с ориентировками деформированных зерен поворотами на определенные углы вокруг осей <110>.

Пятая глава посвящена изучению влияния скорости ГП на структурно-текстурное состояние прокатанной плиты промышленного алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg.

Интегральная текстура центрального слоя образцов алюминиевого сплава 6061 после ГП, вне зависимости от скорости прокатки, состояла из набора дискретных ориентировок: двух из {011}<211>, двух из {112}<111>, двух из {011}<111>, а также (011)[100] и (010)[001] (рисунки 8, ж, з; 9, ж, з). Данный набор дискретных ориентировок, за исключением (010)[001], соответствует текстуре холодной прокатки для материалов с ГЦК-решёткой.



Рисунок 8 – Структура и текстура плиты алюминиевого сплава после ГП по режиму I: а – макроструктура плиты (вся толщина – h); б, е – микроструктура в виде ОК в расцветке с ПН, соответственно, поверхностного (~1/8·h) и центрального (~1/2·h) слоев; в, г – ППФ с области, приведенной на (б); ж, з – ППФ с области, приведенной на (е); д – стереографический треугольник с цветовым обозначением кристаллографических направлений; в, ж – ППФ в виде интенсивностей полюсной плотности; г, з – ППФ в виде проекций выходов полюсов в расцветке с ПН Текстура поверхностных слоев, залегающих на глубине до ~ 1/4 толщины плиты, после ГП по режиму II состояла из набора дискретных ориентировок: двух из $\{211\}<011>$, двух из $\{110\}<112>$, двух из $\{111\}<110>$, а также (001)[110], (001)[010] и (110)[001] (рисунок 9, в, г). Наиболее выраженные ориентировки (001)[110], $\{211\}<011>$, $\{111\}<110>$ соответствуют текстуре сдвига для материалов с ГЦК-решёткой. Очевидно, что формирование данных ориентировок в поверхностном слое связано с отличным от центрального слоя напряжённым состоянием: приблизительно описывающимся как одноосное сжатие по НН. Важно подчеркнуть, что именно в области с данной текстурой при ГП по режиму I начался процесс рекристаллизации (рисунок 8, а, б). Следовательно, уменьшение скорости прокатки, приводящее к снижению конечной температуры деформации, позволяет избежать развития рекристаллизационных процессов.

Ориентационный анализ области рекристаллизованных зерен в поверхностном слое образцов, прокатанных по режиму I, показал, что её текстура является существенно более рассеянной, но преимущественно повторяет текстуру деформации (рисунок 8, в, г). Интенсивность наиболее сильных деформационных ориентировок (001)[110] и {110}<112> в случае рекристаллизации заметно ослаблялась. Также наблюдалось увеличение интенсивности «случайных» ориентировок.



Рисунок 9 – Структура и текстура плиты алюминиевого сплава после ГП по режиму II: а – макроструктура плиты (вся толщина – h); б, е – микроструктура в виде ОК в расцветке с ПН, соответственно, поверхностного (~1/8·h) и центрального (~1/2·h) слоев; в, г – ППФ с области, приведенной на (б); ж, з – ППФ с области, приведенной на (е); д – стереографический треугольник с цветовым обозначением кристаллографических направлений; в, ж – ППФ в виде интенсивностей полюсной плотности; г, з – ППФ в виде проекций выходов полюсов в расцветке с ПН

Кристаллографический анализ, подобный, проделанному в металлических материалах с ОЦКрешеткой, показывал, что специальные разориентации (типов Σ33а, Σ9, Σ11, и т. д.) наблюдались между зернами во всех исследуемых образцах горячекатаного алюминиевого сплава. Увеличение количества зерен с ориентировкой близкой к (100)[001], предполагается результатом преимущественного роста (движения) границ типа Σ25b в материалах с ГЦК решеткой, которые также наблюдались в исследуемом материале.

Результаты механических испытаний показали заметную анизотропию механических свойств горячекатаных плит (таблица 1). Понижение температуры окончания ГП (режим II), предотвратившие протекание рекристаллизации в поверхностных слоях, привело к более высоким значениям прочностных свойств, но не уменьшило их анизотропию. Полученные результаты согласуются с литературными данными в том, что минимальный предел текучести наблюдается в направлении под углом 45° к НП. При этом анизотропия прочностных свойств объяснена наличием в листах кристаллографической текстуры, определенной морфологией зерен и ориентационными выделениями вторых фаз.

Программное обеспечение Oxsford Instruments (EBSD), позволяет рассчитывать фактор Тейлора для одноосного напряженного состояния, для каждой кристаллографически идентифицированной локальной области материала, а затем усреднить его с учетом интенсивности ориентировок (таблица 1). Сравнение рассчитанных таким образом «интегральных» факторов Тейлора для текстур центральных областей с механическими свойствами позволяют утверждать, что анизотропия прочностных свойств в основном объясняется сформированным в результате ГП текстурным состоянием образцов.

Таблица 1 – Экспериментально полученные механические свойства и рассчитанный фактор Тейлора для алюминиевого сплава 6061 после ГП двух скоростных режимов

Режим	Временное сопротивление разрыву σ _в , МПа		Условный предел текучести _{00,2} , МПа			Фактор Тейлора			
	ПН	45°	ΗΠ	ПН	45°	ΗП	ПН	45°	ΗΠ
Ι	148	137	144	89	81	83	3,35	2,90	3,06
II	155	141	155	104	96	99	3,27	2,92	3,03

Шестая глава посвящена изучению закономерностей формирования текстурно-структурного состояния в малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после термодеформационной обработки.

В процессе ТМСР малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ, сочетающим контролируемую прокатку в аустенитной области и последующее ускоренное контролируемое охлаждение, при котором реализуется $\gamma \rightarrow \alpha$ -сдвиговое превращение, как в подповерхностных, так и в центральных слоях прокатанного листа фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной 5...30 мкм (рисунок 10, а–и). Очевидно, что данные области соответствовали деформированным в результате контролируемой прокатки зернам аустенита.

От поверхности к центру возрастали как объемная доля, так и размеры «темных» включений (рисунок 10). Ориентационная микроскопия позволяет утверждать, что включения являются

отпущенными мартенситными пакетами с выделениями карбидов между рейками. Данные области соответствуют обогащенному углеродом аустениту, распад которого при охлаждении реализовывался в последнюю очередь. Различия в микроструктуре поверхностных и центральных слоев связаны с уменьшением скорости охлаждения при ТМСР от поверхности к центру листа.



Рисунок 10 – Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСР на различном расстоянии от поверхности листа: а–в – 1,5 мм; г–е – 2,6 мм; ж–и – 10,8 мм; а, г, ж – ориентационный контраст в обратно рассеянных электронах; б, д, з – ОК в расцветке с НН; в, е, и – ОК в расцветке с НП

Выявленная методом EBSD текстура центрального слоя (0,3...0,5h, рисунок 11), состоит из дискретного набора компонент: две сильно выраженные ориентировки из $\{112\}<110>$, рассеивающиеся до $\{113\}<110>$; сравнительно слабые – две из $\{111\}<110>$, две из $\{111\}<112>$ и (001)[110]. Текстура поверхностного слоя существенно отличается от последней. Она состоит из компонент, соответствующим центральной области, повернутым на 90° вокруг ПН. Текстура слоев, находящихся на расстоянии 0,2...0,3h от поверхности, содержит компоненты характерные как для поверхностных, так и центральных слоев (рисунок 11).



Рисунок 11 – Текстура стали 06Г2МБ после ТМСР в виде ФРО. Приведены сечения пространства углов Эйлера при φ₂ = 0°, φ₂ = 45°: а – стандартные сетки для сечений ФРО при φ₂ = 0° и φ₂ = 45° с нанесением идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН); б – 1,5 мм; в – 2,6 мм; г – 10,8 мм от поверхности стального листа

Результаты металлографического исследования образцов близких по свойствам, но с разной склонностью к образованию расщеплений при механических испытаниях показали существенную схожесть структуры образцов всех серий (рисунок 12). Как в подповерхностных, так и в центральных слоях фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной 5 – 30 мкм. Внутренняя структура данных областей в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ бейнитного превращения является сильно фрагментированной, состоящей из кристаллитов размером 0,5...5 мкм, несколько вытянутых (от 1:1 до 5:1) под углами порядка 0, 30 и 90° к НП. Наблюдаемые вариации размеров и форм кристаллитов в сечении, соответствующем плоскости шлифа, позволяют предполагать, что в трехмерном пространстве большинство кристаллитов имеет форму мелких пластин – «чешуек».



Рисунок 12 – Микроструктура образцов малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, полученных ТМСР: а – склонных к расщеплению; б – не склонных к расщеплению

Выявленная методом EBSD интегральная текстура всех образцов состояла из одних и тех же рассеянных компонент. Заметное отличие образцов серий, склонных к расщеплениям (Р) от не склонных (Н) – большая выраженность компоненты (001)[110] (рисунок 13).



Рисунок 13 – Текстура образцов малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, полученных ТМСР, визуализированная в виде ППФ {100}, {110}, {111}: а – поверхность 60P (1/4h); б – поверхность 60H (1/4h); в – центральная область 60P (1/2h); г – центральная область 60H (1/2h)

Существенные различия в локальной текстуре образцов серий «Р» и «Н» визуализируются на ОК (рисунок 14). Во всех образцах кристаллиты близких ориентаций (как по плоскости, так и по направлению) образуют сравнительно однородные микрообласти. В пределах микрообластей кристаллиты отделены друг от друга преимущественно малоугловыми границами (разориентация < 10°). Наблюдаемые в данных областях высокоугловые границы разделяют кристаллиты с разориентациями не более 20°.



Рисунок 14 – Влияние микроструктуры и текстуры листов стали 06Г2МБ после ТМСР на их разрушение при ударных испытаниях в виде ОК с выделением (черным цветом) ориентировки ~ (001)[110]: а – не склонных образованию расщеплений; б – склонных к образованию расщеплений

По-видимому, наличие в образцах «Р» протяженных вдоль НП областей с однородной ориентировкой {001}<110> является самодостаточной причиной склонности материала к образованию расщеплений. Объемные области с большим количеством плоскостей {001}, вдоль которым происходит скол в ОЦК-Fe, позволяют с минимальным сопротивлением развиваться микротрещинам параллельно плоскости прокатки до размеров, превышающих критический, с последующим разрушением материала.

Для исследования особенностей формирования структурно-текстурных состояний (бейнит, мартенсит, феррит) в листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали, полученной ТМСР, образцы подвергли различным термическим обработкам (изотермическая закалка, закалка, полный отжиг), включающим двойную фазовую перекристаллизацию – $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Текстуры, всех образцов вне зависимости от механизма превращения при охлаждении (сдвигового или диффузионного), были отличны по основным ориентировкам друг от друга (рисунок 15). Анализ кристаллографической взаимосвязи компонент текстуры в структурах, полученных после ТМСР и после термических обработок, показывает, что все они могут быть получены в соответствии с ОС промежуточными между ОС Нишиямы-Вассермана и ОС Курдюмова-Закса из основных ориентировок текстуры прокатанного аустенита: $\{112\}<111>, \{110\}<112>, \{110}<12>, \{110}<001>.$



Рисунок 15 – Текстура центральной по толщине области образцов стали 06Г2МБ после ТМСР (б) и различных термических обработок (в-д); а – стандартные сетки для сечений ФРО при φ₂ = 0° и φ₂ = 45° с нанесением идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН); б – после ТМСР («бейнит»); в – после изотермической закалки («бейнит»); г – после закалки («мартенсит»); д – после полного отжига («феррит»)

Основные ориентировки бейнита после ТМСР и после термообработок совпадают. Последнее предполагает реализацию в материале определенной текстурной наследственности – основные компоненты текстуры аустенита (стабильные ориентировки при деформации ГЦК-решетки) трансформируются в дискретный набор ориентировок бейнита при ТМСР. При последующем нагреве ориентировки бейнита трансформируются в текстуру аустенита, совпадающую с текстурой γ-фазы при ее изотермической деформации (при ТМСР). Изотермическая закалка восстановленного аустенита приводит к формированию бейнитной структуры с присущим ей набором компонент текстуры.

По-видимому, подобная текстурная наследственность, но с вариациями, связанными с механизмами ФП, имеет место как при закалке на мартенсит, так и при полном отжиге, в результате которого формируется равновесный феррит. Подобный механизм эволюции текстуры при ФП предполагает наличие в структуре материала после ТМСР (точнее, после горячей деформации) неких факторов, ответственных за наследственность. Подобным фактором могут служить кристаллографически обусловленные межзеренные границы типа Σ 3 и Σ 11 между деформированными при ГП аустенитными зернами, дополнительно зафиксированными выделениями карбидных фаз.

При сопоставлении результатов анализа образцов близких по свойствам, но с разной склонностью к образованию расщеплений при механических испытаниях, и образцов после различных термообработок предположено, вытянутых областей с что появление однородными кристаллографическими ориентировками (в том числе (001)[110], по которым возникают с зарождением на кристаллографически обусловленных границах расщепления) связано определенного типа между соседними зернами аустенита, которое накладывает ограничения на кристаллографически Формирование возникающие ориентировки. обусловленных границ происходит, если в процессе ТМСР сталь при охлаждении на воздухе (между концом ГП и началом интенсивного охлаждения) находится достаточное время в области метастабильности аустенита (межкритическом интервале температур). Для предотвращения появления в материале расщеплений, т. е. для получения максимальной структурно-текстурной однородности, необходимо заканчивать ГП стали при температуре, обеспечивающей пребывание материала в стабильном аустенитом состоянии до начала интенсивного охлаждения (т. е. $A_3 + \Delta T$, где ΔT – падение температуры до интенсивного охлаждения).

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что текстура деформации при термодеформационной обработке для исследуемых металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками формируется в виде стабильных для данного напряжённого состояния ориентировок. Для технического сплава Fe-3%Si и технически чистого молибдена с ОЦК-решетками текстура деформации в центральном слое состоит из набора ориентировок: (001)[110], {112}<110>, {111}<112> и {111}<110>; в поверхностных слоях – (110)[001], {110}<111> и {110}<111>. Для металлических материалов с ГЦК-решетками (алюминиевый сплав 6061, аустенит) наблюдается набор стабильных деформационных ориентировок, в центральном слое: {110}<001>, {110}<112>, {111}<112>, {111}< и (100)[001], в поверхностных слоях – (010}<101>, {111}<112>, {111}<112>, {111}< и (100)[001]. В поверхностных слоях – (010}<112>, {111}<112>, {111}<110> и (100)[001]. В поверхностных слоях – {010}<10>, {111}<112>, {111}<112>, {111}<110> и (100)[001]. Полученные наборы преимущественных ориентировок, представляющие текстуру поверхностного слоя, соответствуют, текстуре сдвига и являются развернутой на 90° вокруг поперечного направления текстурой центрального слоя полос исследуемых материалов, соответствующей текстуре холодной прокатки.

2. Установлено, что текстура рекристаллизации, как в поверхностных, так и в центральных слоях горячекатаной полосы металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками преимущественно состоит из тех же наборов дискретных ориентировок, как и текстура деформации, но с большим рассеянием. При этом существенно изменяются ориентировки локальных областей. В техническом сплаве Fe-3%Si и технически чистом молибдене процесс рекристаллизации приводит к изменению интенсивности основных ориентировок текстуры деформации, а в алюминиевых сплавах еще и к увеличению зерен с ориентировкой близкой к (100)[001].

3. На образцах технического сплава Fe-3%Si показано, что при горячей прокатке частичное γ→α-превращение интенсифицирует процесс рекристаллизации, в результате которого в подповерхностных слоях полосы текстура деформации {110}<001> заменяется на ориентировки {110}<112>...<113>.

4. Показано, что наличие углерода в твердом растворе позволяет при горячей прокатке технического сплава Fe-3%Si частично сохранить текстуру деформации (110)[001], за счет стабилизации дислокационной структуры.

5. Показано, что анизотропия прочностных механических свойств горячекатаной алюминиевой плиты в основном определяется текстурой материала, показателем которой является усредненный по ориентировкам фактор Тейлора.

6. Показано, что формирование текстуры рекристаллизации можно объяснить исходя из гипотезы о доминирующий роли кристаллографически обусловленных межзеренных границ в структурных превращений, появлению которых предшествовало образование процессах соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры. В материалах с ОЦК-решёткой формирование текстуры рекристаллизации может быть объяснено подвижностью межзеренных границ близких к специальной границе Σ9, и/или образованием зародышей рекристаллизации на границах Σ3 и Σ11. В материалах с ГЦК-решеткой увеличение количества зерен с ориентировкой близкой к (100)[001]. предполагается результатом преимущественного роста зерен за счет движения границ близких к Σ25b)

7. Установлена текстура по всей толщине листа малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после ТМСР и последующих термообработок, включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha_{TMCP} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{TO}$ (где α_{TO} – бейнит или феррит). Показано, что основной объем материала (90%) после ТМСР характеризуется текстурой состоящей из набора компонент: две сильно выраженные ориентировки из {112}<110>, рассеивающиеся до {113}<110>; сравнительно слабые – две из {111}<110>, две из {111}<12> и (001)[110].

8. Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали со структурой, сформированной в результате ТМСР, при дальнейшей их термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. Механизм данной текстурной наследственности, может быть реализован через воспроизводство при каждом фазовом переходе кристаллографически обусловленных межзеренных границ типа Σ 3 и Σ 11, которые формированы между стабильными ориентировками аустенитных зерен в процессе горячей прокатки при ТМСР.

9. Установлено, что образование расщеплений при разрушении малоуглеродистых низколегированных трубных сталей с бейнитной структурой, полученных после ТМСР, связано с наличием в материале кристаллографической текстуры, формирующейся в процессе горячей деформации и последующего $\gamma \rightarrow \alpha$ сдвигового превращения. За образование расщеплений ответственными являются, вытянутые в направлении горячей прокатки, области с однородной ориентировкой (001)<110>.

10. Полученная в результате исследования информация о структурно-текстурных состояниях, реализуемых при ТМСР в стали 06Г2МБ, была использована для построения численной модели формирования структуры листов, прокатанных на стане 5000 (ПАО «ММК»). На численную модель получен патент РФ на изобретение RU 2729801 C1.

СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

1. Lobanov M. L. Effect of Carbon on Texture Formation in Electrical Steel Fe – 3% Si Under Hot Rolling / M. L. Lobanov, A. A. Redikul'tsev, G. M. Rusakov, **S. V. Danilov** // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. – V. 56. – I. 11–12. – Р. 646–649. (0,25 п.л. / 0,06 п.л.). (WoS, Scopus)

2. Lobanov M. L. Interrelation Between the Orientations of Deformation and Recrystallization in Hot Rolling of Anisotropic Electrical Steel / M. L. Lobanov, A. A. Redikul'tsev, G. M. Rusakov, **S. V. Danilov** // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. – V. 57 – I. 7–8. – P. 492–497. (0,38 п.л. / 0,10 п.л.). (WoS, Scopus)

3. Pyshmintsev I. Y. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment / I. Y. Pyshmintsev, A. O. Struin, A. M. Gervasyev, M. L. Lobanov, G. M. Rusakov, **S. V. Danilov**, A.B. Arabey // Metallurgist. – 2016. – V. 60 – I. 3–4. P. 405–412. (0,50 п.л. / 0,13 п.л.). (WoS, Scopus)

4. Lobanov M. L. The crystallographic relationship of molybdenum textures after hot rolling and recrystallization / M. L. Lobanov, **S. V. Danilov**, V. I. Pastukhov, S. A. Averin, Y. Y. Khrunyk, A. A. Popov // Materials and Design. – 2016. – V. 109. – P. 251–255. (0,32 п.л. / 0,09 п.л.). (WoS, Scopus)

5. Данилов С. В. Влияние горячей прокатки на анизотропию механических свойств алюминиевого сплава 6061 / С. В. Данилов, П. Л. Резник, М. Л. Лобанов, М. А. Головнин, Ю. Н. Логинов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17, – № 1. – С. 73–80. (0,50 п.л. / 0,16 п.л.).

6. **Danilov S. V.** Texture of hot-rolled sheet Fe-3% Si alloy // S. V. Danilov, A. A. Redikul'tsev, M. L. Lobanov // Solid State Phenomena. – 2017. – V. 265. – P. 895–899. (0,30 п.л. / 0,12 п.л.). (Scopus)

7. **Danilov S. V.** Splitting of pipe steel produced by TMCP / **S. V. Danilov**, E. R. Struina, M. D. Borodina // Steel in Translation. – 2017. – V. 47. – I. 3. – Р. 188–189. (0,12 п.л. / 0,06 п.л.). (Scopus)

8. Lobanov M. L. Texture Inheritance on Phase Transition in Low-Carbon, Low-Alloy Pipe Steel after Thermomechanical Controlled Processing / M. L. Lobanov, M. D. Borodina, **S. V. Danilov**, I. Y. Pyshmintsev, A. O. Struin // Steel in Translation. – 2017. – V. 47. – I. 11. – P. 710–716. (0,44 п.л. / 0,12 п.л.). (Scopus)

9. **Danilov S. V.** Hot-rolled texture of fcc and bcc metals / **S. V. Danilov**, P. L. Reznik // Solid State Phenomena. – 2018. – V. 284. P. 605–609. (0,31 п.л. / 0,20 п.л.). (Scopus)

10. Lobanov M. L. Effect of Hot Rolling Rate on the Structure and Texture Condition of Plates of the Al-Si-Mg Alloy System / M. L. Lobanov, Y. N. Loginov, **S. V. Danilov**, M. A. Golovin, M. S. Karabanalov // Metal Science and Heat Treatment. – 2018. – V 60. – I. 5–6. Р. 322–328. (0,43 п.л. / 0,25 п.л.). (WoS, Scopus)

11. Lobanov M. L. Effect of Cooling Rate on the Structure of Low-Carbon Low-Alloy Steel After Thermomechanical Controlled Processing / M. L. Lobanov, M. L. Krasnov, V. N. Urtsev, **S. V. Danilov**, V. I. Pastukhov // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – V. 61. – I. 1–2. – P. 32–38. (0,44 п.л. / 0,12 п.л.). (WoS, Scopus)

12. **Danilov S.** Texture and structure formation of low-carbon low-alloy pipe steel after TMCP and heat treatment / **S. Danilov**, I. Semkina, I. Pyshmintsev, M. Lobanov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – V. 613. – Art. No. 012006. (0,25 п.л. / 0,18 п.л.). (WoS, Scopus)

13. Lobanov M. L. Texture Inheritance in the Ferrito-Martensite Structure of Low-Alloy Steel after Thermomechanical Controlled Processing / M. L. Lobanov, I. Y. Pyshmintsev, V. N. Urtsev, **S. V. Danilov**, N. V. Urtsev, A. A. Redikultsev // Physics of Metals and Metallography. – 2019. – V. 120. – I. 12. – P. 1180– 1186. (0,44 п.л. / 0,18 п.л.). (WoS, Scopus)

Патенты:

14. Патент RU № 2729801 C1, МПК В21В 1/00 C21D 1/02. Способ производства проката из стали / Урцев В. Н., Шмаков А. В., Горностырев Ю. Н., Лобанов М. Л., Разумов И. К., Самохвалов Г. В., Мокшин Е. Д., Дегтярев В. Н., Хабибулин Д. М., Данилов С. В., Сидоренко Н. С., Урцев Н. В.; опубл. 12.08.2020, бюл. № 23 – 20 с.

Другие публикации:

15. Данилов С. В. Текстура горячекатанной электротехнической анизотропной стали / С. В. Данилов, А. А. Куклина // Сборник материалов и докладов XV Международной научнотехнической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2014. – С. 293–295. (0,19 п.л. / 0,09 п.л.).

16. Данилов С. В. Формирование текстуры молибдена при горячей прокатке и последующем отжиге / С. В. Данилов, В. И. Пастухов // Сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 178–181. (0,23 п.л. / 0,12 п.л.).

17. Данилов С. В. Текстура горячекатаного алюминиевого сплава / С. В. Данилов // Сборник материалов и докладов XVI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ. – 2015. – С. 174–177. (0,22 п.л. / 0,22 п.л.).

Подписано в печать _____ Формат 60х84 1/16 Бумага офсетная Печать офсетная Заказ № _____ Тираж ____ экз.

Отпечатано в типографии ООО «Издательство УМЦ УПИ» г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 35а, оф. 2 Тел.: (343) 362-91-16, 362-91-17