Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» Институт новых материалов и технологий Кафедра термообработки и физики металлов

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

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор Лобанов Михаил Львович

Екатеринбург – 2021

# ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ4
ГЛАВА 1 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ
ТЕКСТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКАМИ ПРИ
ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ10
1.1 Текстура деформации металлических материалов11
1.1.1 Механизмы возникновения текстуры в металлах при их деформации12
1.1.2 Текстуры деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой16
1.1.3 Текстуры деформации в металлических материалах с ОЦК-решеткой19
1.1.4 Факторы влияющие на развитие текстуры деформации
1.2 Текстура рекристаллизации металлических материалов
1.2.1 Текстуры рекристаллизации в металлических материалах с ГЦК-решеткой24
1.2.2 Текстуры рекристаллизации в металлических материалах с ОЦК-решеткой28
1.3 Формирование текстуры в металлических материалах при фазовых превращениях в
процессе термодеформационной обработки30
1.4 Структура и свойства межзеренных границ34
1.5 Формирование текстуры в промышленных металлических материалах при горячей
прокатке
1.5.1 Текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si
1.5.2 Текстура горячекатаного молибдена40
1.5.3 Текстура горячекатаного алюминия и сплавов на его основе
1.5.4 Текстура малоуглеродистой низколегированной стали после ТМСР42
1.6 Цель и задачи исследования45
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ47
2.1 Материалы исследования47
2.2 Методики исследования
2.2.1 Термическая обработка малоуглеродистой низколегированной стали
2.2.2 Пробоподготовка образцов под ориентационный анализ микроструктуры52
2.2.3 Ориентационный анализ микроструктуры
ГЛАВА 3 ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-3%Si56
3.1 Текстура сплава Fe-3%Si после горячей прокатки по толщине подката
3.2 Текстура сплава Fe-3%Si после горячей прокатки по ширине подката
3.3 Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке
технического сплава Fe-3%Si63

3.4 Влияние углерода на формирование текстуры технического сплава Fe-3%Si при
горячей прокатке
3.5 Заключение к главе 371
ГЛАВА 4 ТЕКСТУРА ДЕФОРМАЦИМИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРОКАТАННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА72
4.1 Текстура молибденового листа после прокатки при температуре 1100 °С и
последующего отжига
4.2 Заключение по главе 477
ГЛАВА 5 ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ
Al-Mg-Si
5.1 Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты
алюминиевого сплава 606178
5.2 Анизотропия механических свойств плиты горячекатаного алюминиевого сплава83
5.3 Заключение по главе 5
ГЛАВА 6 ТЕКСТУРА МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ
ТИПА 06Г2МБ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
6.1 Микроструктура малоуглеродистой низколегированной трубной стали после
контролируемой прокатки по толщине листа86
6.2 Влияние текстуры на разрушение листов трубных сталей, полученных ТМСР88
6.3 Основные закономерности формирования текстуры при фазовых превращениях93
6.4 Заключение и выводы к главе115
ЗАКЛЮЧЕНИЕ
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ120
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

#### ВВЕДЕНИЕ

#### Актуальность работы

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]. Собственно макротекстура 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 ориентационнозависимых свойств, позволяющих оптимизировать существующие и разрабатывать новые технологии производства современных металлических материалов и изделий.

# Степень разработанности темы исследования

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 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

5

современных работах отмечается, что диффузионно-контролируемые ФП также реализуются в соответствии 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 горячей прокатки, 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 горячей прокатки и молибдена технической чистоты после прокатки и последующей термообработки.

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

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

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 горячей прокатке 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

6

промышленных образцах: технического сплава Fe-3%Si нитридно-медного варианта производства после чистовой горячей прокатки, технического молибдена после прокатки и последующей термообработки, конструкционного алюминиевого сплава 6061 после горячей прокатки, и малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после ТМСР по всей толщине проката.

 Показано, что наличие углерода в твердом растворе технического сплава Fe-3%Si позволяет при горячей прокатке 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 сдвигового превращения. За образование расщеплений ответственными являются вытянутые в направлении горячей прокатки 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 Российской Федерации 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 горячей прокатки. Для решения поставленных задач использовались современные методы растровой электронной микроскопий с использованием ориентационной микроскопии (EBSD), основанной на анализе дифракции обратно рассеянных электронов. При ориентационном анализе образцов в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением горячей прокатки (Х НП), нормалью к ее плоскости (У 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.

#### Положения, выносимые на защиту:

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

 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 школасеминар 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 Уральская школа металловедов-термистов "Актуальные 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 школа-семинар металловедов - молодых ученых (Екатеринбург, 2016), III Международная "Пром-Инжиниринг" (Челябинск, научно-техническая конференция 2017), XXIV Уральская металловедов-термистов «Актуальные проблемы школа 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 школа-семинар металловедов - молодых ученых (Екатеринбург, 2018).

#### Публикации

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

# ГЛАВА 1 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКАМИ ПРИ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

При производстве металлических материалов на определенных этапах их обработки какого-либо определённого направления достаточно часто вдоль формируется преимущественная ориентировка кристаллов, которая называется кристаллографической текстурой [1], которая формируется при направленных воздействиях на материал, в качестве которых могут выступать напряжения при деформации; тепловые, электрические и магнитные поля, а также сочетания этих факторов, например, термомеханическая и термомагнитная обработка материалов [2]. Вследствие этого, текстуры, встречающиеся в металлах и сплавах, принято [1] рассматривать в зависимости от способа их возникновения. Условно их делят на две большие группы: текстуры роста и текстуры деформации. К первой группе относятся текстуры, образовавшиеся при затвердевании расплавов или при электролизе, а также текстуры рекристаллизации, которые вследствие их причинной связи с текстурами деформации занимают особое положение. И наконец, изменение кристаллической ориентировки может быть вызвано процессами фазовых превращений [2, 3].

Для упрощения описания текстур в большинстве случаев используют метод идеальных ориентировок [2], на основе которого авторы [4-7] выделяют три основных вида текстур в металлических материалах: аксиальные (волокнистые), ограниченные (текстуры листа, прокатки), смешанные (фиксация двух направлений, как в ограниченной, плюс элементы аксиальности). При этом в аксиальных текстурах подразделяют целый ряд разновидностей: простые, двойные, конические, спиральные, кольцевые и т. п. [1].

В литературе встречается классификация текстур на основе теории симметрии, разработанная Вайсенбергом [8]. Данная классификация носит достаточно общий характер. С помощью различных комбинаций элементов симметрии установлено восемь возможных классов симметрии. Классификация разрабатывалась с целью радикального упорядочения экспериментов по анализу текстур, однако мало соответствует практическим потребностям.

С развитием методов ориентационного анализа появилась классификация текстур, а вместе с тем и метод их описания и анализа, непосредственно связанные с восстановлением, анализом и классификацией функций распределения ориентаций (ФРО). Это направление развивается благодаря работам советского ученого Виглина [9], а также работам западных ученых Бунге [10] и Роя [11]. Ранее стандартным способом представления текстуры было использование полюсных фигур [1]. Для текстур волочения, чаще всего, авторы [1-3]

использовали обратные полюсные фигуры (ОПФ), а для ограниченных текстур – прямые полюсные фигуры (ППФ), полученные с помощью рентгенодифракционного анализа. В настоящее время для металлов и сплавов с кубической решеткой более широко используется ФРО, которые дают более полное описание текстуры.

#### 1.1 Текстура деформации металлических материалов

Изучением эволюции текстуры деформации при холодной прокатке занимаются уже несколько десятилетий [1]. Первые исследования текстуры прокатки были проведены на фольге металлов с ГЦК-решеткой, когда еще не знали, что является причиной закономерного расположения рентгеновских интерференций [12]. Объяснение этому явлению дал еще в 1913 г. Книппинг [13], предположивший наличие одинаковой ориентировки кристаллов. Со второй половины XX века усилия исследователей были изучение закономерностей направлены на текстурных преобразований при деформационно-термических воздействиях в поли- [1, 2, 14-23] и монокристаллических материалах [24-27]. Результаты данных исследований нашли широкое использование в промышленности, в технологиях производства стали для глубокой вытяжки [28], электротехнической анизотропной стали [29] и конструкционных металлов и сплавов [30].

Известно [2], что основными переменными, определяющими тип текстуры деформации металлов и сплавов, обычно считают: 1) тип кристаллической структуры; 2) схему напряженно-деформированного состояния; 3) свойства (например, упругие) материала; связь электронной структуры со свойствами дислокаций; 4) содержание легирующих элементов; 5) наличие нерастворимых примесей (или второй фазы); 6) предварительную термическую обработку, определяющую особенности фазового состава и структуры материала; 7) исходная текстура; 8) размер зерен в исходном материале; 9) скорость деформации; 10) температура деформации; 11) суммарная (конечная) степень деформации; 12) дробность деформации (особенно при повышенных температурах). Часть из данных переменных тесно связаны с еще одой характеристикой – энергией дефектов упаковки (ЭАС). В ряде случаев для упрощения ориентируются, в основном, на знания о величине ЭДУ в конкретных условиях деформирования. Наиболее ярко это проявляется в ГЦК-металлах и сплавах, в которых представлен широкий спектр значений ЭДУ от долей эрга до нескольких сотен эргов на 1 см<sup>2</sup> [2].

#### 1.1.1 Механизмы возникновения текстуры в металлах при их деформации

#### Переориентация кристаллической решетки монокристаллов

При деформации ориентации монокристаллов или зерен поликристаллического металла изменяются по отношению к направлению приложенных напряжений. Эти изменения не являются случайными, и связаны с вращением (поворотами), которое имеет непосредственное отношение к кристаллографии деформации (скольжению дислокаций). Как следствие, зерна приобретают предпочтительную ориентацию (стабильную ориентировку), или текстуру, которая должна усиливаться в процессе деформации [3].

Движение решеточных дислокаций, само по себе, не вызывает изменений в ориентации кристалла. Переориентировка связана с затруднением скольжения вследствие стесненности деформации из-за жесткого крепления образца или трения на опорах, неоднородности деформационной структуры и т. д. (рисунок 1.1).



Рисунок 1.1 – Поворот и изгиб монокристаллов вследствие одинарного скольжения при растяжении [31]: а – исходный образец; б – его ожидаемое положение после сдвига; в – фактическое положение (головки на оси растяжения); г – искривленная ось образца; д – ее положение, если головки не могут вращаться

В большинстве случаев скольжение происходит по наиболее плотно упакованным плоскостям и в наиболее плотно упакованных направлениях, вместе образующих систему скольжения. В металлических материалах с ОЦК-решеткой скольжение происходит в плотно упакованном <111> направлении, но плоскость скольжения может быть любой из

плоскостей {110}, {112} или {123}, каждая из этих плоскостей содержит плотно упакованное направление скольжения <111>.

Выбор системы скольжения можно определить с помощью закона Шмидта. Система скольжения с наибольшим фактором Шмидта достигает критического разрешенного напряжения первой и обеспечивает пластическую деформацию [2].

В монокристаллах кремнистого железа критические сдвиговые напряжения при комнатной температуре равняются 13,4 кг·мм<sup>2</sup> для системы {110}<111> и 14,0 или 14,8 кг·мм<sup>2</sup> для системы {112}<111> [32], то есть являются очень близкими. В связи с этим действие той или иной системы скольжения имеет сильную зависимость от ориентации и от схемы нагружения материала [2].

Реальная схема деформации при прокатке является достаточно сложной. Однако в основном для тонкой полосы она сводится к растяжению вдоль направления прокатки и сжатию по нормали к плоскости листа. При таком упрощении максимальные касательные напряжения должны возникать в плоскостях, лежащих под углом 45° к направлению прокатки и пересекающихся по направлению параллельному оси валков. Фактор Шмида при этом можно представить как [33]:

$$m = \cos(\lambda_1)\cos(\Theta_1) - \cos(\lambda_2)\cos(\Theta_2)$$
(1.1)

где  $\lambda_1$  – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью действующих напряжений сжатия,  $\Theta_1$  – угол между направлением скольжения и осью напряжений сжатия,  $\lambda_2$  – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью действующих напряжений растяжения,  $\Theta_2$  – угол между направлением скольжения и осью действующих напряжений растяжения.

# Теории развития текстуры в поликристаллических материалах

На данный момент существует несколько основных моделей прогнозирования эволюции текстуры при деформации, основанных на теориях поликристаллической пластичности. Ранние теории поликристаллической пластичности были основаны на макроскопическом подходе, при котором зерна в образце деформируется в результате приложенной нагрузки, в соответствии с некоторыми общими принципами. Более поздние модели учли взаимодействия между отдельными зернами.

В модели Сакса [34] предполагается, что каждое зерно деформируется независимо от соседних зерен по системе скольжения с наибольшим фактором Шмидта, то есть также как неограниченный монокристалл той же ориентации.

В этих условиях зерно деформируется по самой сильно нагруженной системе скольжения. Например, решетка ГЦК-кристалла, деформируемого одноосным растяжением, будет поворачиваться до тех пор, пока направление <112> не станет параллельно оси растяжения, и будет вращаться в направлении <110> при сжатии [35]. Если прокатка листа рассматривается как двухосное напряженное состояние при сжатии в направлении нормали, и растяжении в направлении прокатки, то неограниченный кристалл будет вращаться в направлении {011}<211> (текстура латуни, «В»).

В качестве альтернативы была создана модель полных ограничений Тейлора [36], предполагающая, что все зерна претерпевают те же изменения формы, что и весь поликристаллический образец в целом. Тензор деформации всегда симметричен. Данный факт совместно с требованием однородности деформации приводит к необходимости реализации скольжения по пяти независимым системам. В кубических кристаллах существует большое количество способов выбрать пять определённых систем скольжения из всех имеющихся (384 комбинации в ГЦК). Тейлор предположил, что комбинация систем скольжения, выбранных для зерна в процессе деформации, будет такой, при которой требуемая деформация достигается с минимальной внутренней работой. Альтернативный, но близкий по существу «принцип максимальной работы» предложили авторы работы [37]. Он предполагает, что напряженное состояние приводит к максимальной из возможных деформаций системы.

Напряжения, необходимые для активации систем скольжения зависит от ориентационного фактора Тейлора (M), который определяется как  $\tau_C/\sigma$  (где  $\sigma$  – внешнее напряжение, а  $\tau_C$  является максимально возможным напряжением сдвига в каждой из активированных систем скольжения. Таким образом, зерна с низким значением M являются благоприятно ориентированными для деформации.

В модели Тейлора для кристалла с ОЦК-решеткой, деформирующегося в результате одноосного растяжения по системе скольжения {110}<111>, прогнозируется вращение в направлении <110>, в то время как для ГЦК кристалла будет вращение в сторону <111> или <100> ориентации в зависимости от начальной ориентации.

Позднее, для расчета деформации в равноосных зернах, был сформулирован так называемый метод ослабления ограничений Тейлора [38]. Данное название метода использовалось, чтобы отличить модели, которые позволяют действие менее пяти независимых систем скольжения, от модели полных ограничений Тейлора и модели нулевых ограничений Сакса. Подобно им модель ослабления ограничений предполагает, что скольжение является однородным в пределах зерна и что любые действия в отдельных областях в пределах микроструктуры могут быть проигнорированы. Также предполагалось,

14

что в процессе прокатки сдвиг допускается в плоскостях, определенных направления нормали к плоскости листа к направлению прокатки НН-НП (рисунок 1.2, б), НН-ПН (рисунок 1.2, в) и НП-ПН (рисунок 1.2, г) либо по отдельности, либо в комбинации. Первые две сдвиговые деформации возможны при достаточно больших деформациях (рисунок 1.2), поскольку любая несовместимость между соседними зернами должна уменьшаться как отношение толщины зерна к его длине или ширине. Иначе обстоит дело для сдвига в плоскости НП-ПН, где несовместимость между плоскими зернами быстро возрастает с деформацией. Различные релаксации приводят к различной форме зерен и, следовательно, в модели также вводятся такие типы модель «планка» (НН-НП релаксации) или модель «блин» (в сочетании НН-НП/НН-ПН релаксации).



Рисунок 1.2 – Изменения, возникающие в результате деформации первоначально кубического зерна в условиях (*a*) полного ограничения и (*б*, *в*, *г*) ослабленных ограничений [39]

В попытке сделать лучше прогноз характера и скорости формирования текстуры деформация, современные модели отказываются от предположения, что деформация однородна и используют различные методы, чтобы предсказать текстуру. Некоторые из этих моделей показаны ниже.

Самосогласованные модели. Они используют подход среднего поля, в котором деформация каждого кристаллита рассматривается индивидуально в окружении однородной матрицы [40].

*Модели взаимодействия соседних зерен*. Модель LAMEL [41] берет начало в модели Тейлора и рассматривает деформацию пар зерен.

Модели конечных элементов пластичности кристаллов. Эти модели (например, [42] используют методы конечных элементов, но включают в себя основополагающие уравнения пластичности кристаллов. Они могут учитывать не только взаимодействия с

ближайшим соседями зерна, но и дальнего взаимодействий. Они очень интенсивно компьютеризируются.

# 1.1.2 Текстуры деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой

Основная часть литературных данных о кристаллографической текстуре металлов и сплавов относятся к рулонным материалам, т. е. материалам, подвергнутым холодной или горячей прокатке. Текстура деформации металлов с ГЦК решеткой определяется в первую очередь по величине ЭДУ. Для металлических материалов в высокой ЭДУ, например, у Al (~170 Дж/м<sup>2</sup>) и Cu (~80 Дж/м<sup>2</sup>) текстуры прокатки, после высокой степени обжатия, похожи (рисунке 1.3, а). При этом в металлах и сплавах с низкой ЭДУ (серебро, латуни, аустенитные нержавеющие стали) формируются иные текстуры прокатки, которые подобны изображенным на рисунке 1.3, б. Для описания текстур прокатки в промежуточном интервале ЭДУ введен термин переходная текстура, который в литературе используется для описания данных изменений. Общепринято рассматривать текстуры металлов с высокими значениями ЭДУ как текстуры чистого металла, чтобы отличить их от текстур типа сплавов, характерных для материалов с низкими значениями ЭДУ [3].



Рисунок 1.3 – Прямые полюсные фигуры {111} ГЦК металлов после холодной прокатки с относительным обжатием, превышающим 90% [45]: а – 99,99% медь; б – латунь (70 Cu, 30 Zn)

Ряд общих компонентов текстуры приобрели простые имена и символы, приведенные в таблице 1.1, в которой указаны соответствующие им индексы Миллера и углы Эйлера основных компонентов текстуры прокатанных ГЦК металлов.

Компонент, символ	{hkl}	<uvw></uvw>	φ1	Φ	φ2
Медь (С)	112	111	90	35	45
Cepa (S)	123	634	59	37	63
Госс (G)	011	100	0	45	90
Латунь (В)	011	211	35	45	90

Таблица 1.1 – Основные компоненты текстуры прокатки металлических материалов с ГЦКрешеткой [3]

Более информативное описание текстуры для материалов с кубической решеткой обеспечивается с помощью ФРО, как показано для 95% холоднокатаного алюминий (рисунок 1.4) [39]. Первое, и наиболее важное отличие заключается в том, что текстура сейчас представлена в виде одной сплошной аксиальной компоненты («fibre») ориентаций, которая идет от  $\{110\} < 112 > (B)$  с  $\Phi = 45^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 90^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 35^{\circ}$  через  $\{123\} < 634 > (S)$  с  $\Phi = 37^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 63^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 59^{\circ}$  к  $\{112\} < 111 > (C)$  с  $\Phi = 35^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 45^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 90^{\circ}$ . Схематическое изображение аксиальной компоненты приведено на рисунке 1.5, где одна из двух аксиальных компонент, которая наблюдается в области  $\varphi_2 = 0 - 45^{\circ}$ , была убрана для наглядности. Аксиальная компонента, показанная на рисунке 1.5, также может быть описана показателями своей оси или линии «скелета». Общепринято ось показанной аксиальной компоненты называть β-фибра, и последующие многочисленные исследования прокатки металлических материалов с ГЦК-решеткой отмечают данные о формировании плотности ориентаций вдоль этой аксиальной компоненты [39]. Вторую аксиальную компоненту,  $\alpha$ -фибру, можно увидеть на рисунке 1.5, где она простирается от  $\{110\} < 001 > (G)$  с  $\Phi = 45^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 90^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 0^{\circ}$  к  $\{110\} < 112 > (B)$  с  $\Phi = 45^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 90^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 35^{\circ}$ ,  $\varphi_2 = 90^{\circ}$ ,  $\varphi_1 = 0^{\circ}$  к  $\{110\} < 112 > 001 > 001 > 001 > 000 > 000$ ,  $\varphi_1 = 0^{\circ}$  к  $\{110\} < 112 > 000 > 00$ 



Рисунок 1.4 – ФРО алюминия после холодной прокатки с относительным обжатием, превышающим 90%, с указанными позициями основных ориентировок [39].



Рисунок 1.5 – Схематическое изображение текстуры прокатки металла с ГЦК-решеткой в трехмерном пространстве углов Эйлера [39].

### 1.1.3 Текстуры деформации в металлических материалах с ОЦК-решеткой

Деформационные текстуры металлических материалов с ОЦК-решеткой, как правило, более сложные, чем в металлических материалах с ГЦК-решеткой и, несмотря на огромную важность для металлургической отрасли, они значительно меньше исследованы, большинство исследований были обобщены в работах [3, 44, 45]. Стоит отметить, что текстура, формирующаяся в результате холодной прокатки, таких металлов и сплавов, как Fe и низкоуглеродистые стали не столь существенно зависит от состава и параметров деформации, и даже такие микроструктурные неоднородности, как полосы сдвига, имеют на интегральную не столь значительное влияние текстуру материала. Для низкоуглеродистой стали типична ППФ {200} (рисунок 1.6, а), на которой выделены позиции основных ориентировок: {111}<112>, {110}<011>, {211}<011> и {111}<110>. Таблица 1.2 содержит индексы Миллера и углы Эйлера для основных компонент текстуры прокатки металлов с ОЦК-решеткой.

Таблица 1.2 – Основные компоненты текстуры прокатки металлических материалов с ОЦК решеткой [3]

{hkl}	<uvw></uvw>	φ1	Φ	φ2
001	110	45	0	0
211	011	51	66	63
111	011	60	55	45
111	112	90	55	45
110	110	0	90	45



Рисунок 1.6 – Текстура низкоуглеродистой стали после холодной прокатки с относительным обжатием более 90% [46]: а – {200} ППФ; б – ФРО

# 1.1.4 Факторы влияющие на развитие текстуры деформации

Как говорилось в выше, кроме типа кристаллической структуры металлического материала, существует ряд факторов, которые могут оказывать влияние на формирование текстуры при деформации. Основные факторы кратко рассмотрены ниже.

*Легирование*. При легировании металлических материалов с ГЦК-решеткой, за исключением серебра, иттербия и платины, элементами, образующими твердые растворы, текстура прокатки по мере увеличения концентрации легирующего элемента изменяется постепенно от текстуры прокатки типа С к текстуре прокатки типа В [2].

В работе [49] проведен анализ экспериментальных данных о влиянии легирования и температуры деформации на текстуры прокатки металлических материалов с ГЦКрешеткой, результаты которых согласуются с заключением авторов работы [48], что текстура прокатки типа В образуется в чистых металлах или сплавах с ЭДУ до 35 эрг/см<sup>2</sup>, прокатанных при температурах не выше 0,25T<sub>пл</sub>. Текстуру прокатки типа В можно получить и в материалах с ЭДУ выше 35 эрг/см<sup>2</sup>, если их подвергнуть холодной прокатке при температурах ниже 0,2T<sub>пл</sub>. В металлах и сплавах с очень низкой с ЭДУ (до нескольких эрг/см<sup>2</sup>) текстура прокатки типа В стабильна даже тогда, когда деформация осуществляется при температурах около 0,5T<sub>пл</sub>.

Примеси внедрения в металлических материалах с ОЦК решеткой, как правило, уменьшают ЭДУ, тем самым способствуя появлению двойников и оказывая влияние на текстуру деформации, а при легировании металлов и сплавов с ОЦК решеткой примесями замещения текстура деформации принципиально не меняется [2].

В работе [49] показано, что в тонких лентах сплавов Fe-Co (26 - 70% Co), Fe-Cr (6 - 25% Cr) и Fe-10%A1 после холодной прокатки с относительным обжатием выше 95% наблюдались все текстурные компоненты (001) [110], (112) [110], (111)[110] и (111)[112], обычно присутствующие в прокатанных металлических материалах с ОЦК-решеткой. Аналогично в работе [50] не происходит изменений в текстуре холодной прокатки при легировании низкоуглеродистой стали марганцем. Стоит отметить, что названные выше текстурные компоненты, как правило, находятся друг с другом в динамическом равновесии: с увеличением относительного обжатия наблюдается усиление одних, ослабление других и вновь усиление ранее ослабленных, т. е. имеет место немонотонность в текстурообразовании [2]. Например, данный эффект наблюдался в техническом сплаве Fe-3%Si в процессе холодной прокатки с относительной степенью обжатия до 96% [51]. Так, при обжатии 85% компонента {100}<011> являлась преимущественной, далее усиливались компоненты {211}<10> и {111}<211>, а при дальнейшей прокатке вновь

20

более сильным становилась компонента {100}<011>. Это может быть объяснено чередованием скольжения по кристаллографически разным системам, а также влиянием на текстуру, на определенных стадиях деформации, двойникования [1].

Геометрия прокатки и трение. В большинстве ранних исследований текстур, формирующихся при холодной прокатке, предполагалось, что применяются условия плоской деформации и то, что текстура развивается равномерно по толщине материала. Однако, более поздние исследования показали, что на практике это не всегда верно, и, как правило, наблюдаются изменения по толщине листа [52]. Двумя наиболее важными параметрами являются геометрия прокатки и трение. В зазоре между валками есть нейтральная область, в которой относительная скорость образца и валков меняет направление. Сдвиги в противоположном значении накладываются на деформируемый материал по обе стороны от нейтральной плоскости, и, таким образом, материал вблизи поверхности образца подвергается сдвигу в обоих направлениях.

Неоднородность текстуры становится более выраженной в условиях высокого трения. В поверхностной области текстуры сдвига, развивающиеся в металлических материалах с ГЦК-решеткой, содержат компоненты {001}<110> и {111}<110>. На рисунке 1.7 показана ярко выраженная текстура с ориентировкой {001}<110>, развившаяся вблизи поверхности алюминиевого сплава, подвергнутого холодной прокатке без смазки [53]. С хорошо смазанными валками текстура вблизи поверхности была похожа на типичные текстуры прокатки (рисунок 1.4).



Рисунок 1.7 – Формирование текстуры сдвига в поверхностном слое холоднокатаного сплава Al-Mn (AA3003) без смазки [53]

Изменения по толщине в текстуре также оказывает влияние на свойства материала, и, особенно, в высокопрочных алюминиевых сплавах [54]. На рисунке 1.8 продемонстрированно изменение текстуры по толщине прокатанной Al-Li (AA8090) пластины.



Рисунок 1.8 – Изменения текстуры по толщине листа сплава Al-Li (AA8090) после холодной прокатки [54]

*Размер зерна*. В ранней литературе существовало разногласие о влиянии размера зерна на формирование текстуры деформации. Некоторые из этих расхождений были устранены в работах [1, 3], которые обнаружили, что кристаллографическая текстура в алюминии после холодной прокатки с обжатием выше 90% почти не зависят от начального размера зерна. Однако, при промежуточных деформациях, текстура развивается более медленно в крупнозернистых материалах. Вероятно, что этот эффект обусловлен тенденцией крупнозернистого материала деформироваться неоднородно через образование полос деформации. В работе [55] проведено моделирование и анализ влияния образования полос деформации на формирование текстуры, который показал, что оно ведет к торможению развития текстуры.

*Температура деформации*. Температура деформации – это важный параметр, который может влиять на развитие текстуры, так как многие промышленные операции прокатки осуществляются при «теплой» или горячей температуре деформации. Факторы, которые могут изменить текстуру во время прокатки при повышенных температурах,

включают себя: повышенный уровень динамического восстановления, увеличение однородности деформации или действие различных систем скольжения [3].

В меди [3] и в алюминии [56] при повышенных температурах обнаружено увеличение компонент текстуры типа В. Увеличение стабильности компоненты текстуры {001}<100> (куб) в алюминии при высокотемпературной деформации имеет особое значение и подробно описано в работе [3].

Также в литературе [3] описано влияние и других факторов на формирование текстуры прокатки, как образование полос сдвига, наличие частиц второй фазы, другие виды прокатки, в том числе перекрестная прокатка [1]. Более подробно о влиянии процессов, протекающих при нагреве, и, в том числе, при фазовых превращениях, на текстуру металлических материалов с ОЦК и ГЦК решетками будет описано далее.

## 1.2 Текстура рекристаллизации металлических материалов

При нагреве деформированного металла происходят аннигиляция и перестройка дефектов, уменьшаются и исчезают поля упругих напряжений, в результате освобождается скрытая энергия наклепа, и металл переходит в более равновесное состояние [57]. При повышении температуры нагрева в деформированном металле наблюдаются следующие элементарные физические процессы (в порядке последовательности их развития): 1) диффузия точечных дефектов и их сток в дислокации и границы; 2) перераспределение дислокаций простым и поперечным скольжением; 3) перераспределение дислокаций переползанием; 4) формирование малоугловых границ (МУГ) (полигонизация); 5) возникновение высокоугловых границ (ВУГ); миграция малоугловых и высокоугловых межзеренных границ в сторону деформированной матрицы (первичная рекристаллизация); 6) миграция новых высокоугловых межзеренных границ (собирательная и вторичная рекристаллизация).

Эти элементарные процессы могут накладываться друг на друга, что зависит от многих факторов: степени предшествующей пластической деформации, скорости нагрева и времени выдержки при отжиге, чистоты материала [57]. Все процессы являются термически активируемыми. Скорость *v* зависит от температуры по уравнению Аррениуса (1.2):

$$v = v_0 \times \exp(-Q/kT), \tag{1.2}$$

где *Q* – энергия активации данного процесса. При наложении нескольких процессов *Q* характеризует эффективную энергию активации суммарного.

Наиболее важным процессом, изменяющим структуру деформированного металла, является первичная рекристаллизация, при которой деформированные зерна, содержащие повышенную плотность дефектов, заменяются новыми более совершенными, как правило, равноосными. В металловедении все процессы, происходящие при нагреве деформированных металлов, разделяют на две большие группы:

1) возврат, включающий отдых и полигонизацию;

2) рекристаллизацию – первичную, собирательную (равномерный рост зерен), и вторичную (неравномерный).

Текстура первичной рекристаллизации «генетически» связана с текстурой деформации и может либо наследовать её, либо отличаться, но иметь с ней ориентационную связь, например, по соотношению Кронберга-Вильсона [57]. Однако, текстура рекристаллизации зачастую не возникает, хотя текстура деформации имела место. Реализация этих разных случаев текстурообразования зависит от химического состава сплава и наличия примесей, от условий деформации и отжига, но главным образом от степени деформации. Примером острой текстуры первичной рекристаллизации является кубическая текстура в тонких листах магнитномягких сплавов типа пермаллой (Fe-78%Ni и Fe-45%Ni) [59], имеющих ГЦК-структуру. В плоскости листа устанавливается плоскость (100), в направлении прокатки – направление [001]. Такая текстура обеспечивает наилучшие магнитные свойства пермаллоя (прямоугольность петли гистерезиса) [29].

Текстура вторичной рекристаллизации «генетически» связана с текстурой первичной рекристаллизации. Практически важный пример формирования текстуры вторичной рекристаллизации – ребровая текстура (тип G, текстура Госса) в листах трансформаторной стали (Fe-3%Si) [29], имеющей ОЦК-решетку. В плоскости листа устанавливается плоскость (110), в направлении прокатки – направление [001]. Острая текстура Госса обеспечивает минимальные потери на магнитный гистерезис при перемагничивании, что является важной характеристикой в работе трансформаторов.

## 1.2.1 Текстуры рекристаллизации в металлических материалах с ГЦК-решеткой

Диапазон текстур рекристаллизации, наблюдаемых в металлических материалах с ГЦК-решеткой, значительно шире и более сложный, чем в случае текстур деформации, и во многих случаях, происхождение текстур все еще остается предметом дискуссий.

Текстура холодной прокатки чистых металлов, на примере меди, состоит в основном из аксиальных компонент, которое включает в себя основные ориентировки {123}<634> (S) и {112}<111> (C), вместе с менее выраженной ориентировкой {110}<112> (B) (таблица 1.1).

В высоколегированных металлических материалах с низкой ЭДУ, таких как 70:30 (αлатунь), текстура холодной прокатки преимущественно состоит из ориентировок близких к типу В, с менее выраженной компонентой {110}<001> (G). В промежуточных сплавах текстуры холодной прокатки имеют постепенный переход от одного типа к другу. Подобный, простой переход в рекристаллизованных металлических материалах не установлен [3].

В случае прокатанных с высокой степенью деформации меди и других ГЦК металлов и сплавов со средней и высокой ЭДУ, текстура рекристаллизации преимущественно состоит из ярко выраженной ориентировки {001}<100> (Куб) (рисунок 1.9). В материалах с низкой ЭДУ наблюдаются незначительное количество компонент, соответствующих двойникам кубической ориентировки. Сильная текстура «куба» в меди устраняется легированием небольшим количеством химических элементов таких, как например, Al – 5%, Be – 1%, Cd – 0,2%, Mg – 1,5%, Ni – 4,2%, P – 0,03%, Sb – 0,3%, Sn – 1%, Zn 4% [58]. В большей части эти легирующие элементы снижают ЭДУ и изменяют тип текстуры деформации. Аналогичные изменения в текстуре деформации возникают, если медь прокатывается при низких температурах (-196 °C), что приводит к уменьшению текстуры типа Куб после отжига [3]. В таблице 1.3 приведены наиболее распространение компоненты текстуры рекристаллизации в металлических материалах с ГЦК-решеткой с указанием индексов Миллера и углов Эйлера данных ориентировок.

Таблица 1.3 – Основные компоненты текстуры рекристаллизации металлических материалов с ГЦК решеткой [3].

0500000000	Индексы Миллера	Углы Эйлера			
Ооозначение		φ1	Φ	φ2	
Куб	{001}<100>	0	0	0	
-	{236}<385>	79	31	33	
Госс (G)	{011}<100>	0	45	0	
S	{123}<634>	59	37	63	
Р	{011}<122>	70	45	0	
Q	{013}<231>	58	18	0	
R (алюминий)	{124}<211>	57	29	63	



Рисунок 1.9 – Прямая полюсная фигура {111} меди после холодной прокатки с относительным обжатием 97% с последующим отжигом при 200 °С [3]

Результаты исследований текстуры рекристаллизации медных сплавов с низкой ЭДУ, на примере латуни (70:30) (рисунок 1.10) показали, что текстура рекристаллизации, как правило, состоит из ориентировок близких к {236}<385>. С изменением температуры отжига или содержания легирующих элементов она может существенно меняться [30]. Эти текстуры отжига были широко изучены в работах [16, 59-60]. Их результаты для данного и нескольких других сплавов представлены на рисунке 1.11. Обнаружено, что ЭДУ является доминирующим параметром, и если результаты нормированы относительно ЭДУ, то для ряда сплавов наблюдается согласованное поведение. На рисунке 1.11 компоненты текстуры показаны как функция снижения ЭДУ  $\gamma_{RSFE} = \gamma_{SFE} / Gb$ , где  $\gamma_{SFE} - ЭДУ$ , G – модуль сдвига, а b – вектор Бюргерса дислокаций.



Рисунок 1.10 – Прямая полюсная фигура {111} 70:30 латуни после холодной прокатки с относительным обжатием 95% с последующим отжигом при 340 °C [3]



Рисунок 1.11 – Объемная доля основных компонентов текстуры {100}<001>; {236}<385>; {110}<001>) в рекристаллизованных сплавах на основе меди, представленная в виде графика функции снижения ЭДУ, у<sub>RSFE</sub> = у<sub>SFE</sub> / Gb [3].

При отжиге после холодной прокатки технически чистого алюминия наблюдается характерная текстура типа куб, присущая материалам с высокой и средней ЭДУ. Как и в случае меди, текстура усиливается при высоких степенях деформации в процессе прокатки и высоких температурах отжига.

В Al-3%Mg текстура рекристаллизации сильно зависит от степени деформации (рисунок 1.12) [61]. После холодной прокатки с обжатием 90% текстура куба остается доминирующей при рекристаллизации (рисунок 1.12, а), но при более высокой степени деформации (97,5%) образуются сильные компоненты типов Q и G (рисунок 1.12, б).

В работах [1, 3] обобщены данные исследований о влиянии микроструктуры и параметров обработки, таких как предварительный размер зерна и изначальная текстура, деформация, время, температура отжига и скорость нагрева на эти основные типы текстуры рекристаллизации металлов и сплавов с ГЦК решеткой. В случае кубической текстуры при рекристаллизации известно, что эта текстура уменьшается в результате: небольшого обжатия при прокатке (степень деформации ≤ 50%) с промежуточным отжигом; большого размера зерен в начале предпоследнего этапа прокатки и низкой температуры окончательного отжига.



Рисунок 1.12 – Влияние холодной прокатки на текстуры рекристаллизации крупнозернистого сплава Al-3%Mg: (а) относительное обжатие до 90%, (б) относительное обжатие до 97,5% [61]

# 1.2.2 Текстуры рекристаллизации в металлических материалах с ОЦК-решеткой

Так как отожженный низкоуглеродистый стальной лист является одним из важнейших продуктом промышленного производства, оптимизация его свойств является предметом непрерывного интереса. Текстура, размер зерна, химический состав, дисперсии второй фазы и обработка на каждом из этапов производства – все эти факторы является важными и их соответствующие роли в производстве отдельных видов продукции подробно обсуждаются в работе [3].

В работе [61] провели подробное исследование развития текстуры дегазированных в вакууме, раскисленных алюминием сталях, сталях без промежуточных включений (IF стали), а также в армко железе. Относительное обжатие при холодной прокатке, время и температура отжига, а также скорость нагрева варьировались. ППФ {110} для каждого материала после холодной прокатки с относительным обжатием 80% и последующего отжига при 700 °C были похожи. На рисунке 1.13 представлена ППФ {110} для IF стали и, соответствующее ей ФРО. Очевидно, что текстуры рекристаллизации в основном аналогичны текстуре холодной прокатки, показанной на рисунке 1.6. Текстура рекристаллизации может быть описана с помощью аксиальных компонент, описанных ранее для состояния после холодной прокатки, а именно:  $\alpha$ -фибра, частично волокнистая текстура с осью волокна <110> параллельной НП и максимумов интенсивности в {001}<110>, {112}<110> и {111}<110>; γ-фибра, достаточно цельная волокнистая текстура с осью волокна <111> параллельной НН; основные компоненты в этой волокнистой текстуре имеют <110>, <112> и <123> в соответствие с НП.



Рисунок 1.13 – Текстуры рекристаллизации IF стали после холодной прокатки с обжатием 80%. (a) – ППФ {110}; (б) – ФРО [62]

Типичная текстура рекристаллизации, нанесенная в виде графика сечения  $\varphi_2 = 45^\circ$ , показана на рисунке 1.14, в. Сравнение с соответствующей текстурой деформации (рисунок 1.14, а) показывает, что ориентации после перекристаллизации, как правило, близки к  $\alpha$  и  $\gamma$  аксиальным компонентам, но что большая часть из  $\alpha$ -фибр была ликвидирована при перекристаллизации, особенно в диапазоне от (001)[170] до (112)[170].  $\gamma$ -фибра является относительно неизменным.



Рисунок 1.14 – ФРО пространства углов Эйлера сечения φ<sub>2</sub> = 45° для IF стали после холодной прокатки (а) и после рекристаллизации (в); б – стандартная сетка для сечений ФРО при φ<sub>2</sub> = 45° с нанесением основных компонент текстуры [63]

Существует значительное различие в характере текстуры рекристаллизации для ОЦК и ГЦК металлов. Текстуры холодной прокатки для обоих можно описать с помощью известных аксиальных компонент, и в ОЦК металлах эти компоненты в основном сохраняются в текстуре рекристаллизации. Однако, текстуры рекристаллизации прокатанных ГЦК металлов лучше описывать с помощью отдельных наиболее интенсивных компонент, которые не всегда заметны в текстуре деформации.

# 1.3 Формирование текстуры в металлических материалах при фазовых превращениях в процессе термодеформационной обработки

При производстве современных листовых трубных сталей используется контролируемая прокатка с управляемым ускоренным охлаждением (TMCP – Thermo-Mechanical Controlled Processing). За счет применения ускоренного охлаждения был реализован переход от феррито-перлитных микроструктур к структурам с преобладанием продуктов промежуточного превращения [64, 65]. В результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении происходит формирование определенной кристаллографической текстуры [66].

За счет реализации определённых напряженно-деформационных условий при ТМСР с большой степенью обжатия (более 90 %) по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки деформированных аустенитных зерен. В процессе охлаждения после горячей прокатки внутри каждого зерна матричной фазы возникает, как правило, несколько по-разному ориентированных зародышей новой фазы.

При сдвиговых фазовых превращениях строгие ограничения на разориентировки кристаллитов новой фазы, образовавшихся в пределах одного зерна исходной фазы, накладывает выполнение определенных кристаллографических ОС (рисунок 1.15). По существу, кристаллиты новой фазы связаны друг с другом набором собственных ОС, которые могут считаться производными от ОС при превращении. В этом смысле границы между зернами новой фазы, по параметрам разориентировки, оказываются не произвольными, а кристаллографически обусловленными [67]. Данный факт должен играть важную роль в формировании прочностных и пластических свойств низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей, основой структуры которых являются продукты сдвигового превращения: бейнит или мартенсит. В настоящее время существенный интерес к морфологическим и кристаллографическим особенностям бейнита

и реечного мартенсита связан с возможностью нанодиспергирования структуры стали в процессе соответствующих превращений [68-71].



Рисунок 1.15 – Ориентационные соотношения между ГЦК и ОЦК решетками [57]: а – ОС Бейна; б – ОС Нишиямы-Вассермана; в – ОС Курдюмова–Закса

Детальное исследование структуры реечного мартенсита было инициировано академиком В. Д. Садовским [72]. В последующих работах [73-76] было надежно установлено, что в пределах одного аустенитного зерна могут формироваться четыре типа мартенситных пакетов, связанных с четырьмя плоскостями {111} аустенита, каждый из которых содержит рейки шести ориентировок с общей плоскостью {011} феррита практически параллельной конкретной плоскости {111} аустенита. Кроме того, предполагалось, что ОС при мартенситном превращении являются промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и Нишиямы, поскольку отклонения плоскостей {011} феррита от {111} аустенита составляет 0,5°, направлений <111> феррита от <110> аустенита составляет 0,5°, поскольку ориентационных соотношений именно ОС Курдюмова–Закса дает шесть вариантов ориентировок реек в пакете, тогда как

ОС Нишиямы только три. Анализ взаимосвязи ОС между кристаллитами образующейся фазы с ОС Курдюмова–Закса при полиморфном гамма-альфа превращении показывает, что соответствующие разориентировки оказываются специальными, либо близкими к специальным разориентациям [67]. При этом в работах [74, 75] на основании анализа экспериментальных данных показано, что, по крайней мере, три варианта сочетания (из четырех возможных) различных реек в мартенситном пакете реализуют разориентировки, близкие к специальным.

Взаимосвязь текстуры деформации в аустените и текстуры превращения в феррите была подробно изучена в работах [77, 78]. Результаты этих исследований свидетельствуют о том, что исходными ориентировками в аустените служат {110}<112>, {112}<111> и {123}<634> для деформированного аустенита и {100}<001> для рекристаллизованного. Из этих ориентировок, в соответствии с известными ориентационными соотношениями, а также избирательным механизмом выбора, образуется ряд ориентировок в  $\alpha$ -фазе, характерных для текстуры сталей после ТМСР. В работе [79] определен компонентный состав текстуры трубной стали класса прочности X100 с бейнито-мартенситной структурой после ТМСР: {112}<110>, {223}<110>, {332}<113> и {001}<110>. Показано, что компоненты {112}<110> и {223}<110> определяют анизотропию механических свойств стальных листов. При этом сильная «изотропная» компонента {332}<113> обеспечивает хорошее сочетание высокой прочности и ударной вязкости.

В работах [79, 80] показано, что максимальное количество поперечных трещин (расщеплений) наблюдается в образцах Шарпи, вырезанных из листов трубных сталей под углом 45° к направлению прокатки. При сформированной в результате TMCP текстуре, это объясняется максимальным количеством в кристаллитах плоскостей {001} (плоскости скола – хрупкого разрушения в ряде материалов с ОЦК решеткой), залегающих параллельно плоскости прокатки. После окончания контролируемой прокатки за счет высоких скоростей охлаждения в стали реализуется бейнитное гамма-альфа превращение, при котором между кристаллитами исходной и новой фаз выполняются ОС и, соответственно, формируется новая текстура. В случае реализации ОС Курдюмова-Закса ({111} $\gamma \parallel$  {110} $\alpha$ , <110>  $\gamma \parallel$  <111> $\alpha$ ) можно предположить варианты трансформаций ориентировок, например: (1,1,-2)[-1,-1,-1] $\gamma \rightarrow$  (0,1,0)[1,0,-1] $\alpha$ ; (0,-1,-1],-1,-1] $\gamma \rightarrow$  (1,-1,-1)[-1,-1,0] $\alpha$ ; (1,0,-1)[0,1,0]  $\gamma \rightarrow$  (-1-1-1)[11-2] $\alpha$  и т.д., обеспечивающих наблюдаемую текстуру фазового превращения. Однако подобный подход не может объяснить, как сравнительно малое количество наблюдаемых в бейните ориентировок, так и наличие протяженных областей однородной текстуры.

В работе [70] при бейнитном превращении зафиксировано возникновение 12 ориентировок кристаллитов α-фазы (4-6 в пакете) при температурах 600 и 300 °C после теплой прокатки углеродистой среднелегированной трубной стали. В работе [81] во внутренних объемах аустенитных зерен малоуглеродистой низколегированной стали с феррито-бейнитной структурой после гамма-альфа превращения наблюдали, объединенные в 4-е пакета, практически все возможные 24 (таблица 1.4) ориентировки αфазы. Только в узких полосах, сформировавшихся между ферритными зернами, наблюдались единичные бейнитные пакеты, включающие две или даже одну кристаллографическую ориентировку. Таким образом, возникновение всех возможных ориентировок феррита в одном исходном аустенитном зерне (или минимального количества ~ 6, позволяющих релаксировать возникающие при фазовом превращении напряжения) должно приводить к возникновению практически бестекстурного состояния. При этом все современные исследования указывают на формирование выраженной текстуры в малоуглеродистых низколегированных сталях в результате ТМСР, влияющей на разрушение готовых изделий.

Вари-	Параллельные	Параллельные	Вари-	Параллельные	Параллельные
анты	плоскости	направления	анты	плоскости	направления
V1	$(111)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[1\bar{1}0]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$	V13	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[10\overline{1}]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$
V2	$(111)_{\gamma}    (011)_{\alpha}$	$[10\overline{1}]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$	V14	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[110]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$
V3	$(111)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[01\overline{1}]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$	V15	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\overline{1}\overline{1}0]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$
V4	$(111)_{\gamma} \  (011)_{\alpha} \ $	$[\bar{1}10]_{\gamma} \  [1\bar{1}1]_{\alpha}$	V16	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[0\overline{1}\overline{1}]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$
V5	$(111)_{\gamma}    (011)_{\alpha}$	$[\bar{1}01]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$	V17	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[011]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$
V6	$(111)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[0\bar{1}1]_{\gamma} \  [1\bar{1}1]_{\alpha}$	V18	$(1\overline{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\bar{1}01]_{\gamma} \  [1\bar{1}1]_{\alpha}$
V7	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\overline{1}0\overline{1}]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$	V19	$(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[1\overline{1}0]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$
V8	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma} \  [1\bar{1}1]_{\alpha}$	V20	$(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[101]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$
V9	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[110]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$	V21	$(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[011]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$
V10	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[01\overline{1}]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$	V22	$(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\bar{1}10]_{\gamma} \  [1\bar{1}1]_{\alpha}$
V11	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[0\bar{1}1]_{\gamma} \  [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$	V23	$(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[\overline{1}0\overline{1}]_{\gamma} \  [\overline{1}\overline{1}1]_{\alpha}$
V12	$(\bar{1}11)_{\gamma} \  (011)_{\alpha}$	$[101]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$	V24	$(\overline{1}\overline{1}1)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$	$[0\overline{1}\overline{1}]_{\gamma} \  [1\overline{1}1]_{\alpha}$
					1

Таблица 1.4 – Возможные варианты соотношений ориентаций между аустенитом и ферритом, рассчитанные с использованием ОС К–3

### 1.4 Структура и свойства межзеренных границ

Большинство конструкционных и функциональных металлических материалов используются в виде поликристаллов, поэтому особое внимание уделяют роли границ зерен, в поведении металлов при воздействии на них внешних факторов.

О межзеренных границах известно уже давно, но они так и остаются не до конца изученными. Это связано в первую очередь со сложностью их структуры, которая требует привлечения большого количества математических выкладок для макроскопического описания. В трехмерной модели для математического описания межзеренной границы необходимы восемь параметров: три для взаимосвязи ориентаций, например, эйлеровы углы  $\phi_1, \Phi, \phi_2$ , два параметра для пространственной ориентации плоскости межзеренной границы с помощью нормали  $n = (n_1, n_2, n_3)$ по отношению к одному из кристаллов (учитывая, что |n| = 1), и трех компонент вектора трансляции t = (t<sub>1</sub>, t<sub>2</sub>, t<sub>3</sub>). Свойства, в особенности энергия и подвижность межзеренной границы, являются функцией всех восьми переменных. Пять из них подвержены внешним воздействиям (взаимосвязь ориентаций и пространственная ориентация границы), которые называются пятью степенями свободы. Природа кристаллов и стремление к минимуму энергии налагает ограничения на вектор трансляции, однако, расчет показывает, что определить вектор t однозначно невозможно. Чтобы определить зависимость свойств межзеренных границ, например, подвижности, от пяти макроскопических параметров, требуется зафиксировать четыре из них и варьировать пятый (и поступить так по отношению к каждому параметру). Однако, обычно варьируются лишь один-два параметра; чаще всего это взаимосвязь ориентаций при заданной оси вращения и, переменном угле вращения и, при заданных угле и оси вращения, наклон межзеренной границы к некоторому стандартному положению [82].

структуре совершенного В кристалла атомы характеризуются средними (усредненными с учетом колебаний) положениями, которые вытекают из принципа минимума энергии. Любое отклонение атомов от этих положений приводит к возрастанию энергии. Соответственно кристаллическая решетка удерживает атомы как можно ближе к их идеальным позициям, то же наблюдается и на межзеренных границах. Есть определенные соотношения, которые устанавливают, что некоторые кристаллографические плоскости проходят через межзеренную границу и продолжаются в соседних зернах, т. е. некоторые атомы даже на межзеренных границах находятся в идеальных позициях по отношению к обоим граничащим зернам. Такие узлы решетки называются узлами совпадения. Поскольку взаимосвязь ориентации граничащих зерен задается операцией вращения, можно определить, при каких условиях возникнут совпадения. Простой пример, приведенный на рисунке 1.16, – это поворот на 36,87° вокруг

оси <100> кубической решетки. Если рассмотреть атомные позиции двух соседних решеток на граничной плоскости {100}, перпендикулярной к оси поворота (правая часть рисунок 1.16), то совпадение многих позиций становится очевидным. Поскольку обе решетки являются периодичными, набор позиций совпадения также будет периодичным, т. е. образуется решетка совпадения узлов (РСУ). Элементарная ячейка РСУ больше ячеек граничащих зерен. В качестве меры плотности позиций совладения или для определения размера ячейки РСУ, введена величина  $\Sigma$ :

$$\Sigma = \frac{\text{объем элементарной ячейки РСУ}}{\text{объем элементарной ячейки решетки кристалла}},$$
 (1.3)

Для угла вращения 36,87° <100>  $\Sigma = a(a\sqrt{5})^2/a^3 = 5$ , т. е. каждый пятый узел решетки является узлом совпадения.



Рисунок 1.16 – Решетка совпадающих узлов и структура Σ 5 межзеренной границы в кубической решетке [82]

На рисунке 1.16 простая двумерная модель. В действительности РСУ является трехмерной, и представить ее образование можно следующим образом. Рассмотрим решетку, каждый узел которой содержит два атома, один «круглый» и один «треугольный», как показано на рисунке 1.16. Теперь применим операцию вращения к «треугольным» атомам, оставив «круглые» неподвижными. Начало координат оси вращения находится в узле решетки. После этого вращения наблюдаются узлы, в которых «треугольные» и «круглые» атомы совпадают. Они являются позициями совпадения и вследствие

трехмерной периодичности кристалла образуют трехмерную решетку, т. е. РСУ. Чтобы применить этот подход к межзеренной границам, необходимо определить ориентацию плоскости границы в пространстве. После этого удалим с одной стороны «круглые» атомы, а с другой «треугольные». Получается бикристалл (двойник) с границей, структура которой определяется расположением атомов.

Если расположение атомов хорошо согласовано, позиции совпадения соответствуют наилучшему согласованию, и обладают низкой энергией, то можно ожидать, что межзеренные границы будут преимущественно проходить через позиции совпадения, а не через несовпадающие позиции. Границы между кристаллитами, характеризующиеся высокой плотностью позиций совпадения, называются специальными границами [83]. Чем меньше величина  $\Sigma$  (которая всегда выражается нечетным числом), тем больше порядка в расположении атомов на границе. Малоугловые границы можно характеризовать величиной Σ 1, поскольку почти все узлы решетки, кроме областей в окрестности дислокаций, являются позициями совпадения. Границы между кристаллитами с двойниковой ориентацией определяются соотношением  $\Sigma$  3, а на когерентных границах двойникования все узлы решетки являются позициями совпадения. Это не противоречит соотношению  $\Sigma$  3, так как кристаллическая решетка является трехмерной и простирается также перпендикулярно межзеренной границе, и только каждая третья плоскость, двойниккования, параллельная границе когерентного характеризуется полным совпадением. Для ГЦК это возможно, когда плоскостью когерентного двойникования является плоскость {111}. Вследствие того, что плоскости {111} чередуются по мотиву АВС, совпадение трехмерных решеток приводит к образованию позиций согласования лишь на каждой третьей плоскости, параллельной {111} [82].

# 1.5 Формирование текстуры в промышленных металлических материалах при горячей прокатке

В работах [84, 85] показано, что текстура металлов с ГЦК-решёткой, формирующаяся в процессе горячей прокатки существенно отличается от текстуры холодной прокатки. Это связано с различиями в напряженных состояниях и технологическими особенностями деформации. При холодной прокатке напряженное состояние упрощенно можно рассматривать как растяжение вдоль направления прокатки (НП) и сжатие по нормали (НН) к плоскости листа. В этом случае максимальные касательные напряжения, ответственные за дислокационное скольжение, лежат под углом
45° к НП [2]. Основные отличия горячей прокатки от холодной заключаются в существенно большей толщине полосы и огромной величине трения между валками и поверхностью полосы. Вследствие этого, в различных слоях полосы при горячей прокатке реализуются различные напряженные состояния. Упрощенно, в поверхностных слоях реализуется одноосное напряженное состояние сжатия в направление НН к плоскости листа, а в центральных слоях – двухосное напряженное состояние: растяжение вдоль направления НП и сжатие по направлению НН [2]. В результате при горячей прокатке наблюдается изменение текстуры по толщине горячекатаного листа [85, 86]. Подобная неоднородность текстуры по толщине стенки трубы из алюминиевого сплава, полученной экструзией была зафиксирована в работе [87].

Поскольку температура горячей прокатки выше температуры начала рекристаллизации на формирование текстуры должны оказывать влияние не только деформация, но и процессы рекристаллизации [88]. В работах [86, 89] показано, что текстура рекристаллизации алюминиевых сплавов состоит из компонент изначально присутствующих в текстуре деформации, но с большим рассеянием. Также наблюдается изменение концентрации компонент в зависимости от параметров предшествующей деформации.

#### 1.5.1 Текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si

До настоящего времени технический сплав Fe-3%Si, также известный как электротехническая анизотропная сталь (ЭАС, трансформаторная сталь, CGO, RGO, Hi-B) остается важнейшим магнито-мягким материалом, использующимся для изготовления магнитопроводов разнообразных электротехнических устройств. ЭАС, как произведенный продукт, характеризуется наличием острой кристаллографической текстуры (110)[001] (текстура Госса, ребровая текстура), при которой практически все кристаллиты имеют плоскость (110) параллельную поверхности полосы и ось [001] вдоль направления прокатки. Для получения наилучших магнитных характеристик важно, чтобы ось <001>, то есть ось легкого намагничивания, совпадала с направлением распространения магнитного потока. Следовательно, одна из основных задач при производстве ЭАС заключается в получении совершенной ребровой ориентировки по всему объему проката.

Несмотря на глубину исследований в области формирования текстуры все еще остаются под вопросом некоторые детали этого процесса. Текстура ЭАС возникает по механизму, до сих пор не до конца понятного, текстурной наследственности. Текстура Госса образуется на последних стадиях обработки стали при высокотемпературном отжиге

в результате вторичной рекристаллизации. Причем аномально растущие зерна с госсовской текстурой растут из поверхностного слоя полосы ЭАС. Сталь от горячей прокатки до окончательной обработки проходит сложный технологический путь, включающий один или несколько циклов «прокатка-отжиг» (деформация-рекристаллизация), в процессе которых существенно изменяются ее структура и текстура. Предпосылки для образования текстуры (110)[001] при вторичной рекристаллизации закладываются на стадии горячей прокатки – в поверхностных слоях полосы формируются зерна с текстурой, близкой к госсовской. Предполагается, что чем острее текстура Госса после горячей прокатки, тем совершеннее текстура в готовой ЭАС.

Благодаря созданию новых и развитию существующих методов анализа текстурного состояния накоплено не мало данных о текстуре горячекатаной ЭАС [29, 90]. Неоднородность структуры горячекатаной полосы сопровождается явно выраженной текстурной неоднородностью, которая формирующейся на стадии чистовой прокатки [91-95]. Процессы деформации и рекристаллизации при горячей деформации в ходе непрерывной прокатки металла приводят к формированию в поверхностных слоях текстурного состояния, основными компонентами которого являются ориентировки {110}<001>-<112>. Под областью близкие к рекристаллизованных зерен В подповерхностных слоях устойчиво фиксируется слой полигонизованных кристаллитов с ориентировкой  $\{110\} < 001 >$ . Максимальное значение плотности < 110 > достигается в слое, отстоящем от поверхности на 1/10 – 1/4 толщины проката [91-93]. В центральных сечениях металла образуется полигонизованная структура с характерными ориентировками {100}<011>, {112}<110> и {111}<112> [18].

Ориентировка {100}<011> в центральной по толщине области прокатанной полосы лучше всего соответствует условиям нагружения (растяжения) деформируемого металла вследствие чего и является самой стабильной [91, 95].

Поверхностные области горячекатаной полосы, испытывающие нагрузку только лишь в условиях нормальных сжимающих напряжений, в процессе деформации естественным образом принимает ориентировку {011}<100>, наилучшим образом удовлетворяющую действующей системе напряжений [91].

Наконец узкие поверхностные зоны рекристаллизованных зерен имеют место на поверхности полосы при любых условиях прокатки, а наличие в их текстуре некоторого количества рассеянной ребровой ориентировки объясняется постоянным присутствием тангенциальной напряжений, вызывающей поворот текстуры при температуре ниже температуры начала рекристаллизации. Последующий разогрев после выхода металла из очага деформации за счет тепла внутренних его слоев приводит к быстрому повышению

температуры поверхностных слоев, к быстрому развитию рекристаллизационных процессов, приводящих к сильному рассеянию текстуры, в том числе и ориентировки {110}<001> [91].

Повышение температуры начала горячей прокатки до ~ 1400 °С (соответственно начало чистовой прокатки составляет ≥ 1220 °С) приводит к сильному увеличению размеров всех зерен, рекристаллизованных и полигонизованных, (рисунок 1.17, а) в структуре горячекатаной полосы, а также, как правило, к уменьшению области поверхностных рекристаллизованных зерен и повышению остроты текстуры (110)[001] в подповерхностной области [91].



Рисунок 1.17 – Микроструктура полос электротехнической стали с 3 мас. % Si после чистовой горячей прокатки на непрерывных широкополосных станах [96]: а – «Armco», США; б – «ЧМК»; в – «Thyssen» («EBG», Германия); а, б – температура начала горячей прокатки ~ 1400 °C, сульфидный вариант технологии; в – температура начала горячей прокатки ≤ 1200 °C, метод приобретенного ингибирования (технология с азотированием); г – прокатка на стане «Стекель», «Нова Гуть», Чехия;

ЭАС, прошедшая чистовую горячую прокатку на стане «Стекель» (рисунок 1.17, г), характеризуется в подповерхностном слое преимущественно ориентировками {110}<112>-<113> [97].

#### 1.5.2 Текстура горячекатаного молибдена

Уникальные свойства молибдена (высокая температура плавления, жаропрочность, низкое парциальное давление паров, низкий коэффициент теплового расширения, повышенные тепловая и электрическая проводимости) позволяют применять его как конструкционный материал в механизмах и приборах, работающих в области высоких температур в бескислородной среде, в частности в ядерной энергетике и электронике.

Дополнительным ресурсом, позволяющим придавать изделиям улучшенный комплекс свойств в определенных направлениях, является кристаллографическая текстура, формирующаяся в поликристаллических материалах в результате структурных превращений (рекристаллизациях) при деформационных и термических воздействиях.

Структура и текстура молибденовых листов, используемых в качестве исходного сырья для получения различного типа изделий, достаточно продолжительное время является объектами пристального внимания исследователей [98-106]. В работе [98] показано, что текстуры прокатки и первичной рекристаллизации в листах молибдена являлись типичными для чистых металлов с ОЦК -решеткой. В случае прокатки листа в одном направлении текстура состояла из основных ориентировок: {001}<110>, {111}<112> и {112}<110>. При использовании перекрестной прокатки основными ориентировками являлись {001}<110> и {111}<112>. Последующая при отжиге рекристаллизация в целом сохраняла текстуру деформации. Аналогичные результаты [98] были получены в [99]. Также в работе [99] было дано объяснение формированию текстуры деформации на основе модели Тейлора с ослабленными ограничениями.

В работах [100, 101] текстура листа из молибдена после холодной прокатки (ε ~ 60 %) была смоделирована с использованием различных моделей пластичности. Показаны преимущества различных моделей в зависимости от морфологии зеренной структуры.

В работах [102, 103] было показано, что перекрестная прокатка несколько меняет деформационную текстуру молибдена, трансформируя ориентировки {112}<110> из α-компоненты (fiber) текстуры (ось <110> || НП – направлению прокатки) в ориентировки {112}<111>, которые являлись неустойчивыми при дальнейшей деформации. Следствием этого явилось некоторое изменение текстуры рекристаллизации. Полученные закономерности качественно объяснены теорией пластичности Тейлора с ослабленными ограничениями.

В работе [104] исследовано влияние скорости нагрева (1-1000 °/мин.) на протекание процессов возврата и рекристаллизацию прокатанного молибдена. Показано, что нагрев со скоростью (1-100 °/мин.) обеспечивал развитие процессов возврата, что существенно

замедляло развитие процессов рекристаллизации и в итоге приводило к формированию сравнительно крупнозернистой структуры.

В [105] детально исследована ориентационная зависимость в структуре деформированного молибдена. Она выражалась в формировании трех типов фрагментации исходных зерен в зависимости от их ориентации и, соответственно, от реализовавшихся при деформации в зернах системах скольжения дислокаций.

В сообщение [106] показано, что после прокатки текстура молибдена соответствует характерной текстуре ОЦК-металлов, которая часто представляется в виде совокупности двух аксиальных компонент: сильно выраженной α и слабо выраженной γ (<111> || HH – направление нормали к плоскости прокатки). Рекристаллизация проходила быстрее в элементах структуры, относящихся к γ-компоненте. В зарождении новых зерен играли заметную роль полосы сдвига. Нормальный рост реализовался крайне медленно.

В работах [67, 87, 107, 108] показано, что связь между деформационными и рекристаллизациоными ориентировками может быть представлена как строго кристаллографическая и, соответственно, описана через формирование специальных разориентаций – специальных (или полуспециальных) границ. Также отметим, что на роль специальных границ при формировании текстуры вторичной рекристаллизации в материале с ОЦК-решеткой (сплав Fe-3%Si) неоднократно указывалось в работах [86, 109, 110].

#### 1.5.3 Текстура горячекатаного алюминия и сплавов на его основе

Алюминиевые сплавы системы Al–Si–Mg получили широкое применение как конструкционный листовой материал в авиационной и автомобильной промышленности, что обусловлено их высокими значениями удельной конструкционной прочности и коррозионной стойкости [86, 111-113].

Технология производства плоского проката из алюминиевых сплавов, основанная на методе литья и последующей горячей прокатки, осуществляемых при неоднородных направленных термических и деформационных воздействиях, практически всегда приводит к формированию анизотропии механических свойств конечного продукта. К этому явлению привлекается все большее внимание исследователей, что обусловлено необходимостью корректировки технологических процессов в зависимости от требований потребителей по соблюдению той или иной степени изотропности.

В работах [114-116] показано, что изделия из алюминиевых сплавов обладают определенным уровнем анизотропии, который может изменяться в зависимости от режимов

41

термодеформационной обработки. В работе [117] обращено внимание на то, что при ГП алюминиевого сплава серии 3000 происходит накопление доли предпочтительных ориентировок по прокатным проходам, несмотря на наличие временных междеформационных пауз. В течение ГП металл постоянно подвержен практически одной и той же схеме деформации, что может приводить к нарастанию анизотропии свойств.

В работах [2, 84-88] показано, что текстура металлов с ГЦК-решёткой, включая сплавы на основе алюминия, формирующаяся в процессе горячей прокатки существенно отличается от текстуры холодной прокатки. Это связано с различиями в напряженных состояниях и технологическими особенностями данной деформаций. При холодной прокатке напряженное состояние упрощенно можно рассматривать как растяжение вдоль направления прокатки (НП) и сжатие по нормали (НН) к плоскости листа. В этом случае максимальные касательные напряжения, ответственные за дислокационное скольжение, лежат под углом 45° к НП [12]. Основные отличия горячей прокатки от холодной заключаются в существенно большей толщине полосы и огромной величине трения между валками и поверхностью полосы. Вследствие этого, в различных слоях полосы при горячей прокатке реализуются различные напряженные состояния. Упрощенно, в поверхностных слоях реализуется одноосное напряженное состояние сжатия в направление НН к плоскости листа, а в центральных слоях – двухосное напряженное состояние: растяжение вдоль направления НП и сжатие по направлению НН [2]. В результате при горячей прокатке наблюдается изменение текстуры по толщине горячекатаного листа [86]. Подобная неоднородность текстуры по толщине стенки трубы из алюминиевого сплава полученной экструзией была зафиксирована в работе [87].

#### 1.5.4 Текстура малоуглеродистой низколегированной стали после ТМСР

Как уже было упомянуто выше, при производстве современных трубных малоуглеродистых и низколегированных сталей используется контролируемая прокатка с управляемым ускоренным охлаждением – ТМСР. За счет такой обработки появляется возможность снизить металлоёмкость и повысить надежность строящихся магистральных трубопроводов, а с использованием ускоренного охлаждения реализуется переход от феррито-перлитных микроструктур к структурам с преобладанием продуктов промежуточного превращения [64, 65]. Переход к более дисперсной структуре сопровождается повышением прочностных свойств.

42

Кроме того, при ТМСР формируется кристаллографическая текстура [118], которая является дополнительным фактором, приводящим как к улучшению, так и к ухудшению комплекса физико-механических свойств изделий в определенных направлениях [119-121].

Влияние текстуры на анизотропию физико-механических свойств трубных сталей достаточно давно является предметом для изучения. В работе [1] было показано, что механические свойства, такие как предел текучести и ударная вязкость меняют свои значения в зависимости от угла, под которым расположена плоскость разрушения относительно направления прокатки. Такой плоскостью принято считать – {100}.

Анизотропия прочности, обусловленная кристаллографической текстурой, играет важную роль в формировании комплекса свойств труб большого диаметра [120]. Задавшись системами скольжения, можно рассчитать изменение величины предела текучести в зависимости от направления в листе для конкретной ориентировки (рисунок 1.18). Считается, что анизотропия предела текучести в сталях после контролируемой прокатки пропорциональна интенсивности компоненты {113}<110>, которую по некоторым данным можно уменьшить, снизив температуру нагрева сляба и/или температуру окончания деформации при контролируемой прокатке [119].



Рисунок 1.18 – Анизотропия предела текучести, рассчитанная для различных идеальных ориентировок [120]

Анизотропия ударной вязкости также напрямую зависит от текстуры. Плоскость скола в феррите – {100}, следовательно, склонность материала трубы к хрупкому

разрушению зависит от частоты встречаемости этих плоскостей в плоскости разрушения. С другой стороны, склонность к вязкому разрушению будет определяться распределением плоскостей скольжения относительно плоскости разрушения. В работе [121] анизотропию ударной вязкости при температурах выше температуры хрупко-вязкого перехода связали с интенсивностью текстурных компонент, обуславливающих наличие плоскостей {110}, расположенных под углом 45° к плоскости разрушения, то есть благоприятно расположенных для реализации процесса скольжения.

Анизотропия механических свойств после ТМСР в сталях определяется не только наличием текстуры, но и формой исходных аустенитных зерен т. е. микроструктурой [118].

Отметим, что формирование текстуры при ТМСР происходит в два этапа: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. В работах [77, 78, 122] был проведен ряд исследований для изучения взаимосвязи текстуры деформации в аустените и текстуры превращения в феррите.

В работах [77, 78, 122] было показано, что основными ориентировками после горячей прокатки аустенита являются: {110}<112>, {112}<111> и {123}<634> для деформированного состояния и {100}<001> для рекристаллизованного. Из этих ориентировок, в соответствии с известными ориентационными соотношениями, а также избирательным механизмом выбора, образуется ряд ориентировок  $\alpha$ -фазы, характерных для текстуры сталей после контролируемой термомеханической обработки. Схема образования текстуры превращения из деформированного аустенита показана на рисунке 1.19. Превращение рекристаллизованного аустенита (с ориентировкой {100}<001>) происходит в основном с образованием в феррите ориентировки {001}<110>.



Рисунок 1.19 – Основные компоненты текстуры превращения феррита, образующиеся из текстуры меди (Cu, {112}<111>) и латуни (Br, {110}<112>) в деформированном аустените. Сечение ФРО при φ<sub>2</sub> = 45° [122]

#### 1.6 Цель и задачи исследования

Решение задач по получению оптимального уровня ориентационно-зависимых физических и механических свойств большой группы металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решетками связано с уровнем понимания закономерностей и механизмов формирования текстуры при пластической деформации, кристаллографически ориентированных фазовых и структурных превращениях. К настоящему времени накоплен обширный феноменологический материал, касающийся отмеченных явлений. Однако многие их аспекты не очень хорошо поняты, а экспериментальные данные часто являются неполными и, иногда, противоречивыми.

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.

В настоящее время 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 (ориентированное зарождение), при этом растут быстрее всего те зародыши, ориентировка которых относительно текстуры деформированной матрицы соответствует максимальной подвижности их границ. Дальнейший нагрев образцов после первичной рекристаллизации может приводить к прохождению в них аномального роста (вторичной рекристаллизации). Авторы большинства работ сходятся во мнении, что распределение зерен по размерам не является важнейшим фактором при аномальном росте. Главным фактором является характер границ зерен, при этом границы разного типа имеют различную энергию и подвижность. Несмотря на значительный прогресс в методах исследования процессов вторичной рекристаллизации, механизм ее так и не понят. При этом в большинстве работ авторы признают, что экспериментальных данных все еще недостаточно, чтобы сделать однозначные выводы.

Огромное количество функциональных стальных изделий производится 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 (OC, Курдюмова-Закса, Нишиямы-Вассермана, или др.). В современных работах отмечается, что диффузионно-контролируемые ФП также реализуются в соответствии OC, 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.

Целью работы являлось 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 горячей прокатки. малоуглеродистой а также низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ контролируемой после термомеханической обработки 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 горячей прокатки и молибдена технической чистоты после прокатки и последующей термообработки.

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

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

#### ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

#### 2.1 Материалы исследования

В качестве материалов для исследования использовались образцы, отобранные от промышленных металлических материалов с ОЦК и ГЦК-решётками на определённых технологических переделах:

1. Образцы технического сплава Fe-3%Si толщеной 2,6 мм, вырезанные из полос электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства после чистовой горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане с относительным обжатием более 90%. Температура конца чистовой горячей прокатки ~930 °C. Химический состав образцов представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав образцов технического сплава Fe-3% Si (мас. %)

C	Si	Al	N	Mn	S	Cu	Р	Cr	Ni	Ti	Fe
0,034	3,13	0,017	0,011	0,28	0,005	0,55	0,007	0,02	0,02	0,003	ост.

2. 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.

3. Образцы алюминиевого сплава 6061 после горячей прокатки с относительным обжатием более 90 %. Химический состав образцов представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Химический состав образцов алюминиевого сплава 6061 (мас. %)

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
0,62	1,0	0,24	0,19	0,1	0,06	до 0,14	0,08	OCT.

Горячая прокатка осуществлялась в двух режимах:

I – при наименьших временных затратах, что обычно применяется в производственном процессе для достижения наибольшей производительности. В этом случае температура прокатки изменялась от 460 до 423 °C при цикле прокатки 250 с;

II – при пониженной скорости прокатки. В этом случае температура прокатки изменялась от 460 до 376 °C, цикл прокатки составил 312 с.

После горячей прокатки резкой на гильотинных ножницах, входящих в линию стана горячей прокатки, отбирали отрезки проката длиной 150 мм (в направлении прокатки) и шириной 1630 мм из центральной части полосы для определения стандартных характеристик, описывающих механические свойства материала: временное сопротивление о<sub>в</sub>, условный предел текучести σ<sub>0,2</sub>.

Из горячекатаных отрезков для механических испытаний вырезали образцы цилиндрической формы, геометрия которых соответствовала указанным в методологии стандарта ASTM B557 и образцы с полной толщиной подката, для ориентационного анализа. Были приняты три варианта вырезки образцов: вдоль НП, под углом 45° к НП, и поперек ПН. Результаты измерения свойств серии образцов усредняли, для анализа применяли средние значения. Результаты механических испытаний приведены в главе 5.

4. Образцы малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после контролируемой термомеханической прокатки с относительным обжатием более 90 %. Температура конца изотермической горячей прокатки ~ 830 °C. Исследовались образцы близких химических составов после ТМСР классов прочности К60 и К65. Температура конца изотермической горячей прокатки при ТМСР была близка к температуре A<sub>C3</sub> для данной стали ~ 830 °C. Образцы представляли собой полную толщину листов (23,0–27,7 мм), характеризовались в пределах класса прочности близкими уровнями механических свойств (таблица 2.3), при этом демонстрировали различную склонность к формированию в изломах расщеплений при проведении механических испытаний (рисунок 2.1).

Таблица	2.3 –	Механические	свойства	образцов	малоуглеродистой	низколегированной
стали						

Усл. обоз.	Клас.	Времен- ное сопр., МПа		σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα σ <sub>0,2</sub> /σ <sub>в</sub>		Относит. удлинение, %		Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>		Склон- ность к		
0000	npo n	$\perp$		$\bot$		$\perp$		T		-20 °C	-40 °C	образ. РЩ
60P	К60	645	635	485	570	0,75	0,90	22,5	22,0	350	-	склон.
60H	К60	640	630	515	570	0,80	0,90	23,0	23,0	280	-	не склон.
65P	К65	736	719	654	584	0,89	0,81	20,1	21,4	233	205	склон.
65H	К65	678	645	619	573	0,91	0,89	22,1	24,6	276	181	не склон.



Рисунок 2.1 – Макроструктура изломов образцов трубных сталей: а – сталь класса прочности К60, склонная к образованию расщеплений; б – сталь класса прочности К60, не склонная к образованию расщеплений; в – сталь класса прочности К65, склонная к образованию расщеплений

Из предоставленных образцов, начиная от кромки, перпендикулярно НП вырезались новые образцы 15×10×10 мм для проведения исследований. Из каждого исходного образца стали вырезались 2 образца из поверхностного слоя и один из центрального слоя (рисунок 2.2). На образцах по всей толщине листа (h) приготовлялись металлографические шлифы на плоскости НН-НП (где НН – направление нормали к плоскости прокатки) и, соответственно, на уровнях порядка 1/4h и 1/2h проводилось исследование микроструктуры и текстуры.



Рисунок 2.2 – Схема отбора образцов для проведения исследований: 1, 2, 3 – образцы h×15×10 мм (серым цветом выделены области, на которых проводилось исследование)

49

#### 2.2 Методики исследования

#### 2.2.1 Термическая обработка малоуглеродистой низколегированной стали

Образцы малоуглеродистых низколегированных сталей подвергались различным термическим обработкам в лабораторных муфельных печах и печах-ваннах (рисунок 2.3, таблица 2.4). Целью обработок являлось получение структур различного типа. Любая термическая обработка включала двойную фазовую перекристаллизацию:  $\alpha \rightarrow \gamma$  и  $\gamma \rightarrow \alpha$ , реализующиеся в процессах нагрева, охлаждения или изотермических выдержек.

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.

После завершения термических обработок проводились структурные и текстурные исследования образцов.



Рисунок 2.3 – Схемы термической обработки, использованные для получения различного типа структур в стали 06Г2МБ

Таблица 2.4 – Режимы термической обработки, использованные для получения различного типа структур в стали 06Г2МБ

Nº TO	Схема ТО	Параметры режима ТО	Тип структуры после ТО по результатам металлографии
1.1	Т, °С ↓	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; закалка в воду.	Мартенсит
1.2	т, мин	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; закалка в воду (аналог режима 1.1, но образец имел толщину в два раза меньшую по сравнению с другими)	Мартенсит
2.1	T, °C	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 10 минут в соляной ванне при 300 °C закалка в воду.	Нижний бейнит
2.2	10 ммг н.0	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 5 минут при 800 °C*; выдержка в течение 10 минут в соляной ванне при 300 °C закалка в воду.	Нижний бейнит
3.1	T, ℃	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 10 минут в соляной ванне при 500 °C закалка в воду.	Верхний бейнит
3.2	т, МИН	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 5 минут при 800 °C*; выдержка в течение 10 минут в соляной ванне при 500 °C закалка в воду.	Верхний бейнит
4.1	7.90 1000°C 1000°C 1000°C 1000°C 1000°C 1000°C 1000°C	Нагрев в печи и выдержка в течение30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 10 минут при 750 °C; закалка в воду.	Феррит, мартенсит
4.2	т.ния т.ния т. МИН	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; выдержка в течение 40 минут при 750 °C; закалка в воду.	Феррит, мартенсит
5	т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.» т.»	Нагрев в печи и выдержка в течение 30 минут при 1000 °C; охлаждение с печью до 50 °C (более суток).	Феррит

#### 2.2.2 Пробоподготовка образцов под ориентационный анализ микроструктуры

При проведении, как структурных исследований, так и текстурном анализе в качестве лабораторной принята система координат (X, Y, Z), оси которой связаны: с направлением прокатки – X || НП, нормалью к плоскости прокатки – Y || «НН» и перпендикулярным им направлением – Z || «ПН». Последняя ось также совпадает с нормалью к плоскости металлографического шлифа. Таким образом ПН или Z – это направление, с которого проводились все исследования. Очевидно, что выбранные три направления образуют правую тройку векторов. На всех приведенных в работе рисунках (за исключением ФРО): ось Y («НН») направлена вертикально; ось X (НП) – горизонтально; Z («ПН») – перпендикулярно к плоскости рисунка.

Обработка поверхности образцов проводилась на шлифовально-полировальном станке Struers LaboPol-5 с приспособлением для полуавтоматической подготовки от 1 до 3х образцов Struers LaboForce-1. Шлифование образца производилось на шлифовальной бумаге P400, P800 и P1200 с размером зерна 28 - 40, 18 - 14 и 10 - 14 мкм, соответственно, в течение 15 минут на каждой шлифовальной бумаге. На образцы подавалась нагрузка приблизительно 10 Н. В процессе шлифования применялась вода для охлаждения и смазывания, специальные пасты не использовались. После шлифования производилась полировка образцов на специальном сукне с использованием алмазной суспензии Struers DiaDuo-1 с зернистостью 1 мкм. Продолжительность полировки составила 15 минут. В качестве финальной использовалась полировка с использованием суспензии коллоидного кремния Struers Suspension OP-U в течение 45 минут. В процессе полировки на образцы подавалась нагрузка порядка 12,5 Н. Для ряда образцов в качестве финальной была использована электролитическая полировка образцов в растворе: 15 % HClO4 (хлорная кислота), 85 % CH<sub>3</sub>COOH (уксусная кислота), при напряжении 21 В.

Перед проведением собственно ориентационного анализа, с использованием сканирующей электронной микроскопии по качеству металлографической поверхности выбирались области для съемок площадью 0,2×0,2 мм<sup>2</sup>, и с учетом толщины реза проводилось определение положения исследуемых областей относительно уровня поверхности, прокатанного листа.

#### 2.2.3 Ориентационный анализ микроструктуры

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводились на растровых микроскопах Tescan Mira3 и Jeol JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для

определения ориентировки отдельных зерен (кристаллитов) и анализа локальной текстуры использовалась приставка Oxford Instruments HKL Nordlys F (EBSD) Шаг сканирования – 0,1 мкм (100 нм). Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более  $\pm 1^{\circ}$  (в среднем  $\pm 0,6^{\circ}$ ); малоугловые границы между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до  $10^{\circ}$ ; при разориентациях  $\geq 10^{\circ}$  проводились высокоугловые границы.

Получение картин дифракции отраженных электронов с помощью растрового электронного микроскопа происходит следующим образом. Электронный зонд направляют в интересующую точку на поверхности образца: упругое рассеяние падающего пучка вынуждает электроны отклоняться от этой точки непосредственно ниже поверхности образца и налетать на кристаллические плоскости со всех сторон. В тех случаях, когда удовлетворяется условие дифракции Брэгга для плоскостей атомов решетки кристалла, образуются по два конусообразных пучка дифрагированных электронов для каждого семейства кристаллических плоскостей (рисунок 2.4, а). Эти конуса электронов можно сделать видимыми, поместив на их пути фосфоресцирующий экран, а вслед за ним высокочувствительную камеру для наблюдения. Там, где конусообразные пучки электронов пересекаются с фосфоресцентным экраном, они проявляются в виде тонких полос, называемых полосами Кикучи (рисунок 2.4, б, в). Каждая из этих полос соответствует определенной группе кристаллических плоскостей. Результирующие картины дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) состоят из множества полос Кикучи. С помощью специальных компьютерных программ автоматически определяется положение каждой из полос Кикучи, производится сравнение с теоретическими данными о соответствующей кристаллической фазе и вычисляется трехмерная кристаллографическая ориентация (рисунок 2.4, г). Электронный зонд последовательно перемещается по регулярной сетке точек, для каждой точки формируется картина ДОЭ, компьютерная программа индексирует ее и сохраняет информацию об ориентации и фазовом составе. Полученная информация затем используется для реконструкции микроструктуры в виде ориентационных или фазовых карт, представляющих полную характеристику микроструктуры образца. Таким образом, при одинаковых увеличениях метод ДОЭ дает существенно больше информации о микроструктуре материала по сравнению с оптической металлографией, в которой большая часть информации о малоугловых и высокоугловых границах, обладающих различной травимостью, оказывается потерянной.

При проведении, как структурных исследований, так и текстурном анализе в качестве лабораторной принята система координат (X,Y,Z), оси которой связаны: с направлением прокатки – Х || НП, нормалью к плоскости прокатки – У || «НН» и

53

перпендикулярным им направлением –  $Z \parallel \ll \Pi H \gg$ . Последняя ось также совпадает с нормалью к плоскости металлографического шлифа. Таким образом ПН или Z – это направление, с которого проводились все исследования. Очевидно, что выбранные три направления образуют правую тройку векторов. На всех приведенных в работе рисунках (за исключением ФРО): ось Y («HH») направлена вертикально; ось X (HП) – горизонтально; Z («ПН») – перпендикулярно к плоскости рисунка.



Рисунок 2.4 – Схема проведения ориентационного анализа с использованием дифракции обратно рассеянных электронов: а – геометрическая схема формирования ДОЭ; б, в – ДОЭ в виде полос Кикучи; г - картины ДОЭ кристаллитов разной ориентации [123, 124]

Для анализа локальных текстурных состояний использовались ориентационные карты, расшифровка которых производилась в соответствие со стандартным стереографическим треугольником с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений (рисунок 2.5).

Исследование интегральной текстуры (в пределах всей анализируемой при одной съемки области) проводилось с использованием построения ППФ и ФРО.

Анализ наличия РСУ-границ между отдельными зернами или кристаллитами осуществлялся построением на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона плюс-минус  $\Delta\Theta$ . Для каждой границы он составляет конкретную величину:  $\Delta\Theta = 15^{\circ}/(\Sigma n)1/2$ , где  $\Sigma n$  – количество совпадающих узлов при наложении трехмерных кристаллических решеток.

При анализе возможных текстурных ситуаций использовалось программное обеспечение CaRIne Crystallography.



Рисунок 2.5 Стандартный стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений

С помощью программного обеспечения системы анализа Oxford Instruments для одноосного напряженного состояния рассчитывались факторы Тейлора М, представляющие собой кристаллографические характеристики относительной прочности материала [125] ( $\sigma_{\tau} = M\tau^*$ , где  $\tau^*$  – критическое приведенное касательное напряжение). Факторы Тейлора рассчитывались для всех идентифицированных областей в алюминиевых сплавах на ориентационных картах.

Различие в факторах Тейлора показывает различие в сопротивлении кристаллографических ориентаций началу пластической деформации. Максимальные значения M для металлов с ГЦК кристаллической решеткой имеют аксиальные компоненты текстуры <110> и <111> («жесткие» ориентировки), соответственно, M<110> = M<111> = 3,67. Минимальные – <100> («мягкая» ориентировка), Безтекстурному (изотропному) состоянию материала соответствует М<sub>изотроп</sub>.

#### ГЛАВА 3 ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-3%Si

Проведенные исследования ориентировок зерен горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si показали, что текстура материала изменяется по толщине слоя (рисунки 3.1, 3.2) и сильно зависит от положения образца по ширине полосы (рисунки 3.3, 3.4). Для более детального анализа текстуры после горячей прокатки, образцы условно были разделены на несколько областей по толщине и ширине листа.

#### 3.1 Текстура сплава Fe-3% Si после горячей прокатки по толщине подката

Интегральный анализ ориентировок зерен в слоях горячекатаной полосы показал, что текстура материала зависит от положения слоя относительно поверхности горячекатаного проката (рисунок 3.1), что связано с различным напряженным состоянием в поверхностных и в центральных слоях при горячей прокатке. Поверхностный слой (рисунок 3.1, б, в, области I, IV) характеризуется наличием сильно размытой текстуры, состоящей из преимущественной ориентировки ~ (110)[001] и набора рассеянных ориентировок ~ {110}<112>-<113>. Текстура центрального слоя (рисунок 3.1, б, в, области II и III) характеризуется преимущественной ориентировкой ~ (100)[011] и ориентировками, близкими к {112}<110>, являющихся стабильными при деформации материала растяжением в НП [126].

Анализ ориентационных карт (рисунок 3.1, б, в, область III) и соответствующих цветных прямых полюсных фигур (рисунок 3.2, е-и) центрального слоя горячекатаной стали показывает, что деформированные вытянутые зерна имеют ориентировки, близкие к (001)[110], двум из  $\{112\}<110>$ , двум из  $\{111\}<112>$  и одной из  $\{111\}<110>$ , и четыре ориентировки из ~  $\{216\}<301>$ . Также в структуре присутствуют рекристаллизованные зерна с абсолютно идентичным набором ориентировок.

В поверхностном слое (рисунки 3.1, б, в, область I; 3.2, б-г): 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.



- Рисунок 3.1 Микроструктура и текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si; а микроструктура, приведена полная толщина полосы;
- I–IV области (приблизительно), с которых проводилась ориентационная микроскопия (EBSD); б – стереографический треугольник с цветовым обозначением

кристаллографических направлений; в – ориентационные карты с НН (ND),

соответствующие областям I–IV; г – ориентационные карты с НП (RD), соответствующие областям I–IV



Рисунок 3.2 – Текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si в виде прямых полюсных фигур; а–г – поверхностный слой, область I на рисунке 1; д–з – центральный слой, область III на рисунке 1; а, д – ППФ в виде уровней интенсивностей полюсов (интегральные ППФ); б, е – цветные ППФ с HH (ND); в, ж – цветные ППФ с HП (RD); г, з – цветные ППФ с ПН (TD);

Таким образом, текстура поверхностного слоя, сформированная набором дискретных ориентировок, в основном полученных в результате рекристаллизации, является повернутой на 90° вокруг ПН текстурой центрального слоя полосы, в основном сформированной набором деформационных ориентировок (рисунок 3.2).

3.2 Текстура сплава Fe-3%Si после горячей прокатки по ширине подката

Проведенные исследования ориентировок зерен в подповерхностной области горячекатаной полосы показали, что текстура материала сильно зависит и от положения образца по ширине полосы (рисунки 3.3, 3.4).



б



a



Рисунок 3.3 – Ориентационные карты подповерхностного слоя горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si; а, б – образец, отобранный на расстоянии 5 мм от кромки полосы (по ширине); в, г – 40 мм; д, е – 410 мм; а, в, д - ориентационные карты с HH; б, г, е - ориентационные карты с HП; ж - стереографический треугольник

Образцы, отобранные от края полосы, характеризуются наличием в поверхностном слое сравнительно совершенной текстурой {112}<110> (рисунки 3.3, а, б; 3.4, а–в). При дальнейшем продвижении от кромки вглубь полосы в направлении перпендикулярном направлению горячей прокатки, тип текстуры в подповерхностном слое остается тем же, при этом наблюдается существенное размытие ориентировок (рисунки 3.3, в, г; 3.4, г–е), очевидно, связанное с прохождением процесса рекристаллизации. В подповерхностных

слоях образцов, отобранных на еще большем расстоянии от кромки, устойчиво фиксируется ориентировка близкая к ребровой – (110)[001] с сильным размытием до {110}<112> (рисунки 3.3, д, е; 3.4, ж-и). Т. е. основное размытие текстуры – это отклонение кристаллографической оси [001].



Рисунок 3.4 – Прямые полюсные фигуры образцов, полученные с подповерхностного слоя; а, б, в – образец, отобранный на расстоянии 5 мм от кромки полосы (по ширине); г, д, е – 40 мм; ж, з, и – 410 мм; а, г, ж – ППФ {100}; б, д, з - ППФ {110}; в, е, и - ППФ {111}

В работах [91, 95] показано, что в полосах технического сплава Fe-3%Si текстура поверхностного слоя (до ~1/6 – 1/8 толщины), формирующаяся при горячей прокатке всегда стремится к ориентировке (110)[001] при любом исходном текстурном состоянии. Этот факт объясняется действием сил трения между полосой и валками. А именно: благодаря силам трения в поверхности формируется такое напряженное состояние, стабильной ориентировкой для которого является ориентировка (110)[001].

Таким образом, процесс формирования при горячей прокатке текстуры подповерхностного ребрового слоя металла (до ~1/6 толщины) можно описать следующим образом. Ориентировка (110)[001] в поверхности является стабильной ориентировкой при

горячей прокатке, следовательно, запасает меньшую энергию деформации, и при отжиге должна полигонизоваться (иметь меньший стимул к первичной рекристаллизации, чем другие зерна). Если температуры таковы, что рекристаллизация происходит, то данные объемы должны рекристаллизоваться в ориентировки близкие к ребровой. Т. е. рассеяние ориентировки (110)[001] в подповерхностной зоне горячекатаной полосы является выше, результатом процесса рекристаллизации, что, как показано является экспериментальным фактом. Естественно данный процесс усложняется тем, что одновременно в материале идут процессы статической и динамической рекристаллизации, а также полигонизации. Это приводит к появлению в этом слое многокомпонентной текстуры.

Отличие кромочной области горячекатаной полосы заключается в возможности у материала «течь» в поперечном направлении. Напряжения, возникающие в материале поперечной составляющей вследствие наличия силы трения, оказываются неуравновешенными и в процесс деформации должны включаться источники, испускающие дислокации имеющие вектор Бюргерса с компонентой перпендикулярной направлению прокатки. По-видимому, данные системы скольжения «вращают» кристаллическую решетку зерен к наиболее стабильному состоянию (наиболее симметричному) для данного случая нагружения, т.е. к ориентировке {112}<110>.

В центральной области (по толщине) образца, взятого с края горячекатаного листа, отсутствует подповерхностный слой с ориентировкой {110}<001>. Наиболее выраженной является ориентировка {112}<101>, доля которой в исследуемом образце 50 – 60 %. Такое состояние наблюдается на расстоянии до ~ 50 мм от кромок полосы.

При дальнейшем продвижении от кромки вглубь полосы в направлении перпендикулярном направлению горячей прокатки, тип текстуры в центральном слое остается подобным, т.е. в них ярко выражены ориентировки {111}<110> и {001}<110>, но высота центральной области различна, это связано с тем, что область деформированных вытянутых зерен в образце взятого с середины уже. Также можно отметить наблюдаемую картину, в этих областях, когда вытянутый в направлении горячей прокатки полигонизованный кристаллит «зажат» между рекристаллизованными зернами (рисунок 3.5). Эти полигонизованные кристаллиты, как правило, имеют практически точную ребровую ориентировку. По-видимому, данный факт может быть объяснен тем, что только острая ребровая ориентировка, образованная при горячей прокатке в подповерхностных слоях материала, имеет самый маленький стимул к рекристаллизации. Действительно, ориентировки стабильные для данного напряженного состояния, запасают меньшую энергию деформации и при дальнейшем отжиге должны быть менее склонны к

рекристаллизации. Например, стабильной ориентировкой при холодной прокатке является ориентировка деформационного куба {100}<011>, которая имеет минимальный стимул к рекристаллизации, а при первичной рекристаллизации претерпевает лишь незначительное рассеяние [127].



Рисунок 3.5 – Текстура (по толщине) образца, отобранного на расстоянии 40 мм от кромки (по ширине) горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si; а – ориентационные карты с HH; б – ориентационные карты с HП; в - ППФ {100} снятые с соответствующих мест; г – ППФ {110};

## 3.3 Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке технического сплава Fe-3%Si

В работе [66] показано, что появление определенного дискретного набора ориентировок при переходе от деформированного состояния к рекристаллизованному может быть объяснено с привлечением представлений о формировании и эволюции в системе специальных разориентаций (кристаллографически обусловленных границ). Важно подчеркнуть, что анализируемые процессы рекристаллизации в техническом сплаве Fe-3% Si протекают при температурах 900 – 1050 °C (интервал температур чистовой горячей прокатки). Согласно [66], связь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками формируется через специальные разориентации Σ33a, Σ19a, Σ27a, Σ9, которые образуются поворотами вокруг осей <110> на дискретные углы – 20,05; 26,53; 31,59; 38,94°, соответственно. Отметим, что поворотом на угол 50,48° вокруг оси <110> также может возникать специальная разориентация Σ11. С учетом рассеяний ориентировок данном исследовании, правильнее анализировать возможность возникновения В специальных разориентаций с применением критерия Брендона ( $\pm \Delta \Theta$ ), который для каждой разориентации составляет конкретную величину:  $\Delta \Theta = 15 \,^{\circ}/(\Sigma)^{1/2}$  (где  $\Sigma$  – количество совпадающих узлов в наложении трехмерных решеток).

Известно, что при больших степенях деформации возникает определенное напряженное состояние, приводящее в итоге к появлению набора стабильных ориентировок (рисунок 3.6). При одноосном растяжении для ОЦК-решетки такими ориентировками является (001)[110], две ориентировки {112}<110>, две {111}<110> и две из {111}<112>, которые действительно наблюдаются в центральных слоях горячекатаных полос (рисунок 3.6) [2].

При горячей прокатке [95], за счет «мгновенного прилипания» поверхности полосы к валкам вследствие трения, в поверхностных слоях также реализуется одноосное напряженное состояние – сжатие, результатом которого является приобретение зернами устойчивых ориентировок (110)[001], {110}<112>, {112}<111>, {110}<111> (рисунок 3.2, б-г).

Слой	Ориентировки деформации*		Разориентация**	Ориентировки рекристаллизации
	(001)[110]	····+	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\widehat{\diamondsuit} \widehat{\diamondsuit} \widehat{\diamondsuit} \widehat{\diamondsuit}$
IЙ		ĽĽĽ	<b>Σ11 (</b> 50,48 ± 4,52°)	$\diamond$
			<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\bigotimes$
	(112) <110		<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	
	{112}<110>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\bigcirc$
альнь			<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	
lентр			<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\bigotimes$
-		5	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	{111}<112>		<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\bigcirc$
		Ś	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	(111)~110>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	1117~110~		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	(110)[001]	3	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond \oslash \oslash \diamondsuit$
			<b>Σ11 (</b> 50,48 ± 4,52°)	$\diamond$
		0}<112>	<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond$
	(110) -1125		<b>Σ9 (</b> 38,94 ± 5,00°)	$\bigcirc \square$
ĬŇ	{110}<112>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\otimes$
OCTHE			<b>Σ9 (</b> 38,94 ± 5,00°)	
ерхн			<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond$
Пов	<i>/</i> 112\<111>	× 10.	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	11125 -1112	a ter	<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\bigcirc$
			<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	
	(110)~1115		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	$\bigcirc \square$
	{110}<111>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	$\Leftrightarrow \blacksquare$

Рисунок 3.6. – Схема преобразования деформационных ориентировок в ориентировки рекристаллизации с использованием специальных разориентаций; \* – 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; прозрачные элементарные ячейки соответствуют ориентировкам, не обнаруженным при расшифровке текстуры.

Кристаллографический анализ с учетом критерия Брендона показывает возможность возникновения следующих специальных разориентаций между деформационными ориентировками: Σ33a, Σ9, Σ11 (рисунок 3.6). Можно предположить, что рекристаллизация в процессе горячей прокатки происходила за счет движения кристаллографически обусловленных границ. Эти кристаллографически обусловленные границы формировались между соседствующими деформированными зернами, находившимися в соответствующих специальных разориентациях. Результаты анализа перехода ориентировок деформации в ориентировки рекристаллизации через специальные разориентации приведены на рисунке 3.6. Основной набор существующих рекристаллизационных и деформационных ориентировок, как в центральных, так и в поверхностных слоях можно получить на основе представлений о доминирующей роли кристаллографически обусловленных границ в процессе рекристаллизации.

Отсутствие некоторых ориентировок деформации и рекристаллизации в анализируемом спектре может быть объяснено локальностью областей, с которых производилась съемка EBSD. В свою очередь, отсутствие «слабых» деформационных ориентировок может быть объяснено тем, что они рекристаллизовались (исчезли), перейдя в другие. Последнее представляется вполне правдоподобным, поскольку согласно [2] ориентировки, близкие к {111}<110>, являются более склонными к рекристаллизации по сравнению с {001}<110> и {112}<110>.

«Слабыми» ориентировками, не укладывающимися в гипотезу о трансформации текстуры за счет движения кристаллографически обусловленных границ при рекристаллизации, являются ~ {216}<301> в центральном слое. Отметим, что данный набор ориентаций близок к ориентировке (001)[100], которая, несмотря на свою симметричность, никогда не фиксировалась при деформации металлов с ОЦК-решеткой. Также данную ориентировку (и близкие к ней) нельзя получить из остальных ориентаций, присутствующих в структуре стали, поворотами вокруг осей <110>. Однако наличие данной ориентировки в четырех симметричных вариантах позволяет предположить, что механизм их формирования также связан с текстурой деформации, но не феррита, а аустенита. Небольшое количество γ-фазы в структуре стали присутствует при температурах горячей прокатки, соответственно, деформируется с приобретением некоторых ориентировок и превращается в ферритные зерна при понижении температуры. Такие ферритные зерна должны иметь ориентировки, обусловленные текстурой аустенита, и могут разрастаться за счет движения кристаллографически обусловленных границ, отличных от возникающих при деформации основной доли кристаллитов.

Следует отметить, что рекристаллизация как в поверхностных, так и в центральных слоях горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si, прежде всего обусловлена склонностью той или иной ориентировки к рекристаллизации, а не разницей температур. Это согласуется с результатами работы [87].

## 3.4 Влияние углерода на формирование текстуры технического сплава Fe-3%Si при горячей прокатке

Металлографическое исследование образцов горячекатаной стали показывает, что в зависимости от содержания углерода в них формируются несколько отличные структуры (рисунок 3.7, а-в). В целом, полученная структура образцов совпадает с данными о структуре технического сплава Fe-3%Si различных вариантов производства ЭАС [91, 93, 95]. В поверхностных слоях наблюдается область мелких равноосных (рекристаллизованных) зерен, в то время как во внутренних горизонтах наблюдаются вытянутые в направлении прокатки полигонизованные (нерекристаллизованные) зерна феррита. В зависимости от содержания углерода в стали фиксируется разное соотношение рекристаллизованных и полигонизованных зерен. С увеличением содержания углерода в стали расширяется приповерхностная зона мелких рекристаллизованных зерен. При этом увеличивается доля вытянутых в НП областей, содержащих продукты распада аустенита (дисперсная смесь ферритных зерен с выделениями цементита).

Рентгеноструктурный анализ, проведенный со слоя, отстоящего на 1/8 толщины полосы от ее поверхности (рисунок 3.7, г-е), показал, что процесс рекристаллизации приводит к замене текстуры ~ (110)[001] на ориентировки ~ (110)<112> - <113>. В центре полосы при любом содержании углерода фиксируется рассеянная текстура {001}<110>.

При больших деформациях кристаллическая решетка приобретает определенные устойчивые ориентировки [2, 126]. При одноосном растяжении для ОЦК-решетки такой ориентировкой является (001)[110], которая действительно наблюдается в центральных слоях горячедеформированных полос [91, 93]. При горячей прокатке за счет «мгновенного прилипания» поверхности полосы к валкам в подповерхностных слоях также реализуется одноосное напряженное состояние (сжатие), результатом, которого является приобретение устойчивой ориентировки (110)[001], которая, очевидно, является ориентировкой (00-1)[110], повернутой на 90° вместе с осью действия силы [91].



Рисунок 3.7 – Микроструктуры и текстуры проката технического сплава Fe-3%Si с различным содержанием углерода; а, б, в – микроструктуры подката по всей толщине полосы; г, д, е – ППФ {110}(~ 80 % полной ППФ), полученные с НН с слоя 1/8 толщины полосы; а, г – 0,024 мас.% С; б, д – 0,038 мас.% С; в, е – 0,062 мас.% С

Исследование поверхностных слоев горячекатаного сплава методом EBSD (рисунок 3.8) 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.



Рисунок 3.8 – Ориентационные карты, полученные методом EBSD, подповерхностного слоя горячекатаного подката технического сплава Fe-3%Si; а – карта с HH; б – карта с HП; в – стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений; г – карта с выделением ориентировки ~ (110)[001] с отклонением до 17° по всем углам

Как отмечалось выше, наличие аустенита в техническом сплаве Fe-3%Si при горячей прокатке в условиях снижения температуры приводит к фазовой перекристаллизации (γ→α), сопровождаемой фазовым наклепом, который интенсифицирует процесс рекристаллизации. Таким образом, формирование в текстуре горячей прокатки ориентировок (110)<112> – <113> является результатом процесса рекристаллизации.

Металлографическое исследование при больших увеличениях (рисунок 3.9) участков, где сохранилась структура деформации, показывает, что в процессе горячей прокатки углерод содержится не только в аустените, но и во внутренних объемах деформированных ферритных зерен. По всей видимости, наблюдаемая в деформированном

материале цементитная сетка образуется в процессе охлаждения за счет избыточного углерода, который концентрируется на границах субячеек при горячей прокатке.



Рисунок 3.9 – Микроструктура подката технического сплава Fe-3%Si при различных увеличениях

Наиболее интересные результаты о влиянии углерода на формирование структуры получены исследованиями EBSD с плоскости прокатки для слоя 1/8 толщины. Металлографический анализ структуры горячекатаного подката технического сплава Fe-3%Si позволяет выявить три ее основные составляющие (рисунок 3.10): области продуктов распада аустенита (1), области деформированных зерен (2) и растущие рекристаллизованные зерна (3). Деформированные зерна определяются по наличию развитой мезоструктуры – мелких кристаллитов приблизительно одной ориентировки, отделенных друг от друга малоугловыми границами. В целом, исследованная область представлена аксиальной текстурой <110>, т. е. большинство кристаллитов имеют плоскость {110}, параллельную плоскости прокатки (рисунок 3.10, а, б). При этом деформированные зерна характеризуются наличием достаточно острой ориентировки (110)[001] (рисунок 3.10, в), а рекристаллизованные – {110}<h,-h,l>. Это позволяет предположить, что углерод, выделяющийся в процессе распада аустенита при горячей прокатке, 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 горячей прокатке сохранить острую текстуру деформации (110)[001].



Рисунок 3.10 – Микроструктура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si в слое, отстоящем от поверхности на 1/8 толщины полосы; а – ориентационная карта с HH; б – ориентационная карта с HП; в – ориентационная карта с выделением ориентировки ~ (110)[001] с отклонением до 20° по всем углам; г – изображение в отраженных электронах, цифрами обозначены: 1 – области с продуктами распада аустенита (феррит и дисперсные карбиды), 2 – деформированные (полигонизованные) зерна феррита;

3 – рекристаллизованные зерна феррита

Результаты данного исследования показывают, что лист технического сплава Fe-3%Si с высоким содержанием углерода и почти полностью рекристаллизованной структурой, тем не менее, сохраняет в своей структуре острые деформирование зерна (110)[001]. Видимо, наличие этой структурной составляющей имеет принципиальное значение для получения совершенной текстуры Госса в ЭАС класса Hi-B.

#### 3.5 Заключение к главе 3

1. Установлено, что текстура горячекатаного технического сплава Fe-3%Si как в поверхностном, так и в центральном слоях полосы, состоит из наборов стабильных ориентировок. Текстура поверхностного слоя, представленная в основном ориентировками рекристаллизации, является развернутой на 90° вокруг ПН текстурой центрального слоя, сформированной в основном набором деформационных ориентировок.

2. Установлено, что при реализации поперечного течения материала в процессе горячей прокатки на кромках полосы в поверхностных слоях технического сплава Fe-3%Si формируется устойчивая ориентировка деформации {112}<110>. Процессы рекристаллизации на краях полосы практически не реализуются.

3. Показано, 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>. Формирование текстуры рекристаллизации может быть объяснено движением кристаллографически обусловленных границ близких к Σ9, Σ11, Σ33а, появлению которых предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

 Установлено, что существенное влияние на структуру горячекатаной полосы технического сплава Fe-3%Si оказывает наличие фазового превращения (γ→α). Полиморфное превращение интенсифицирует процесс рекристаллизации, в результате которого в подповерхностных слоях полосы текстура деформации {110}<001> заменяется на ориентировки {110}<112> - <113>.

5. Показано, что наличие углерода в твердом растворе позволяет при горячей прокатке частично сохранить текстуру деформации (110)[001], за счет снижения подвижности малоугловых границ.

### ГЛАВА 4 ТЕКСТУРА ДЕФОРМАЦИМИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРОКАТАННОГО ТЕХНИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА

# 4.1 Текстура молибденового листа после прокатки при температуре 1100 °С и последующего отжига

Интегральный анализ ориентировок прокатанного при 1100 °С молибдена показал, что текстура (рисунок 4.1, 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 ОЦКрешёткой [2, 126].



Рисунок 4.1 – Микроструктура и текстура молибдена после прокатки при 1100 °C; а – ориентационная карта (фазовый контраст) с выделением малоугловых и высокоугловых межкристаллитных границ (соответственно, тонкие и толстые линии, приведен участок центральной области листа); б, в – прямые полюсные фигуры с подповерхностной (б) и центральной (в) областей листа; г – относительная частота наблюдения специальных границ
Для исследования взаимосвязи текстур деформации и рекристаллизации использовалась возможность метода ориентационной микроскопии – EBSD, позволяющая выделить ориентировки всех зеренных фракций, составляющих структуру в процессе её эволюции (рисунок 4.2, б-г). Было установлено, ЧТО текстура равноосных рекристаллизованных зерен состояла из того же набора ориентировок что и текстура деформированных зерен после горячей прокатки (рисунки 4.1, в; 4.2, г). Также зафиксировано, что текстура основной части сохранившихся полигонизованных (бывших деформированных) зерен состояла только из ориентировки  $\{001\} < 110 > c$  рассеянием  $\pm 20^{\circ}$ . Последнее, по-видимому, объясняется малой склонностью к рекристаллизации данной ориентировки [127].



Рисунок 4.2 – Микроструктура и текстура молибдена в процессе развития рекристаллизации (отжиг в течение 45 минут); а – ориентационная карта (фазовый контраст) с выделением малоугловых и высокоугловых межкристаллитных границ (соответственно, тонкие и толстые линии); б – прямые полюсные фигуры со всей области, приведенной на (а); в, г – прямые полюсные фигуры 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> (рисунок 4.3, б).



Рисунок 4.3 – Микроструктура и текстура молибдена после отжига в течение 150 минут;
а – ориентационная карта (фазовый контраст) с выделением малоугловых и
высокоугловых межкристаллитных границ (соответственно, тонкие и толстые линии);
б – прямые полюсные фигуры с области, приведенной на (а); в – относительная частота наблюдения специальных границ

Эволюция ориентировок при структурном превращении (деформациярекристаллизация) может быть объяснена высокой подвижностью кристаллографически обусловленных границ. Объяснение рекристаллизационных процессов с использованием расщепление) эволюции (возникновение, транспортировка, кристаллографически обусловленных границ, представляется вполне оправданным, поскольку только для подобных границ возможно описание их движения на уровне скольжения и переползания дислокаций. Также, только движение кристаллографически обусловленных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур В поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [87, 107].



Рисунок 4.4 – Частота возникновения кристаллографически обусловленных границ; а – в материале со случайно ориентированными зернами (теоретический расчет сделанный согласно [66]); б – в листе технического молибдена после прокатки при 1100 °C (результат ориентационной микроскопии)

Согласно [66], связь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками в ОЦК-металле формировалась через специальные разориентации  $\Sigma$ 33а,  $\Sigma$ 19а,  $\Sigma$ 27а,  $\Sigma$ 9, которые образуются поворотами вокруг осей <110> на дискретные углы – 20,05; 26,53; 31,59; 38,94°, соответственно. Отметим, что поворотом на угол 50,48° вокруг оси <110> также может возникать специальная разориентация  $\Sigma$ 11. С учетом рассеяний ориентировок в данном исследовании, правильнее анализировать возможность возникновения специальных разориентаций с применением критерия Брендона.

Кристаллографический анализ с учетом критерия Брендона показал возможность возникновения следующих специальных разориентаций между деформационными ориентировками:  $\Sigma$ 33a,  $\Sigma$ 9,  $\Sigma$ 11 и  $\Sigma$ 3 (рисунок 4.5). Отметим, что кристаллографически обусловленная граница близкая к  $\Sigma$ 3 (на рисунке 4.5), образующаяся между парными ориентировками из {112}<110> или {111}<112>, является наименее подвижной как

двойниковая, обладающая совершенной структурой, соответственно, наименьшей поверхностной энергией [66]. Специальные разориентации, Σ3, Σ11 и Σ9 являются наиболее часто встречающимися в структуре как деформированного, так и отожженного молибдена (рисунки 4.1, г; 4.3, в). Можно предположить, что рекристаллизация в процессе отжига горячекатаного подката происходила за счет движения кристаллографически обусловленных границ близких к Σ11 и Σ9. Кристаллографически обусловленные граница формировались между соседствующими деформированными зернами, находившимися после горячей прокатки в соответствующих специальных разориентациях.

Ориентировки деформации*		Разориентация**	Ориентировки рекристаллизации			
(010)[101]		<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond \oslash \Diamond \Diamond$			
	ĽĽ	<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	$\diamond$			
<b>{112}&lt;110&gt;</b>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond$ $\square$			
		<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)				
		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond$ $\square$			
		<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)				
{111}<112>	C.C.C.	<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond \Diamond$			
		<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)				
		<b>Σ9</b> (38,94 ± 5,00°)	$\Diamond$			
		<b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)				
{111}<110>		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	$\bigcirc$ $\square$			
		<b>Σ33a</b> (20,05 ± 2,61°) <b>Σ11</b> (50,48 ± 4,52°)	$\odot$			

Рисунок 4.5 – Схема преобразования деформационных ориентировок в ориентировки рекристаллизации основных ориентировок центрального слоя листа технического молибдена с использованием специальных разориентаций

#### 4.2 Заключение по главе 4

1. Установлено, что текстура молибденового листа после прокатки при температуре 1100 °C с относительным обжатием более 90 % по всей толщине состоит из набора стабильных ориентировок: наиболее сильно выраженной (001)[110], и более слабых  $\{112\}<110>$ ,  $\{111\}<112>$ ,  $\{111\}<110>$ . В процессе рекристаллизации ослабляется ориентировка  $\{001\}<110>$  и усиливаются ориентировки  $\{112\}<110>$ ,  $\{111\}<112>$ ,  $\{111\}<110>$ .

2. Показано, что ориентировки рекристаллизованных зерен, связаны с ориентировками деформированных зерен поворотами на определенные углы вокруг осей <110>. Формирование текстуры рекристаллизации может быть объяснено движением кристаллографически обусловленных границ близких к Σ9, Σ11, появлению которых предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

#### ГЛАВА 5 ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si

## 5.1 Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты алюминиевого сплава 6061.

Металлографический анализ образцов (рисунки 5.1, 5.2) показал, что после горячей прокатки по режиму I в поверхностных слоях (до 1/4 толщины) структура преимущественно состояла из слегка вытянутых в НП рекристаллизованных зерен (рисунок 5.1, а, б). Центральные по толщине плиты слои характеризовались наличием длинных (размер в НП превышал 600 мкм) деформированных зерен (рисунок 5.1, а, е). Причем, размеры рекристаллизованных зерен, по направлению НН, на порядок превышали размеры деформированных зерен (h<sub>дефор.</sub> ~ 20 мкм, h<sub>рекрист.</sub> ~ 100 мкм). То есть структурное превращение реализовывалось при сравнительно малом количестве зародышей рекристаллизации.

После горячей прокатки по режиму II структура по всей толщине плиты состояла из длинных вытянутых в НП деформированных зерен (рисунок 5.2, а, б, е). Таким образом, уменьшение скорости горячей прокатки, по-видимому, за счет снижения температуры окончания процесса позволило предотвратить рекристаллизацию в поверхностных слоях, соответственно, сохранить деформационную структуру.

Деформированные зерна, как в поверхностных, так и в центральных слоях (рисунки 5.1, е; 5.2, б, е), характеризовались развитой мезоструктурой. Вытянутые зерна состояли из большого количества фрагментов (кристаллитов), имеющих близкие ориентировки (близкие цветовые оттенки на одной из ориентационных карт), разделенных преимущественно малоугловыми границами. Интересно отметить, что «качество» фрагментации деформированных зерен достаточно сильно определялось, как их ориентировкой, так и местоположением по толщине образцов. В центральных слоях деформированные зерна с ориентировками близкими к (010)[100] (области красного цвета на рисунки 5.1; 5.2, е) содержали помимо малоугловых, заметное количество высокоугловых границ, часть из которых характеризовалась углами разориентации существенно превышающих 15° (от 15 до 40°). В поверхностных слоях деформированные зерна практически всех ориентировок содержали фрагменты, отделенные от соседей высокоугловыми границами (рисунок 5.2, б). Отметим, что различия в мезоструктуре (фрагментации) различных ориентировок является зерен прямым следствием отличающихся друг от друга «деформационных путей»: реализация скольжения по разным системам, с различной интенсивностью, приводящее к различиям в накопленной плотности дислокаций. Согласно существующим представлениям [3] кристаллиты с максимальной разориентацией от ближайшего окружения становятся зародышами рекристаллизаций. В этом ключе становится очевидной склонность к рекристаллизации, именно, поверхностных слоев.



Рисунок 5.1 – Структура и текстура плиты алюминиевого сплава 6061 после режима горячей прокатки I: а – макроструктура плиты (вся толщина h); б, е – микроструктура в виде ориентационных карт (EBSD) 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

Следует отметить, что в слое, отстоящим от поверхности менее чем на 1 мм, форма деформированных зерен отличается меньшей вытянутостью в НП, большой толщиной в НН

по отношению к деформированным зернам на большей глубине. Можно предположить, что в процессе горячей прокатки сплава цикл деформация-рекристаллизация в поверхности плиты реализовывался несколько раз.



Рисунок 5.2 – Структура и текстура плиты алюминиевого сплава после режима горячей прокатки II: а – макроструктура плиты (вся толщина h); б, е – микроструктура в виде ориентационных карт (EBSD) 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 «с»; 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

Ориентационный анализ показал, что интегральная текстура центрального слоя образцов, вне зависимости от скорости горячей 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 5.1; 5.2, ж, з; 5.3). Данный набор дискретных ориентировок, за исключением (010)[001], соответствует текстуре холодной прокатки для материалов с

ГЦК-решёткой [126]. Интенсивности ориентировок центральных слоев существенно отличались (рисунки 5.1, 5.2). Преимущественно текстура состояла из двух ориентировок близких к {011}<211> (более 50 % проанализированного объёма). Интенсивности других ориентировок (с учетом отклонения  $\pm 15^{\circ}$  от идеального положения) изменялись от 0,5 до 10,0 %. Также в образце прокатанном по режиму ІІ пик интенсивности полюсной плотности на прямых полюсных фигурах (ППФ) ориентировок близких к  $\{011\} < 211 >$  разбивался на два, отклоненных на ~ 7° от идеального положения поворотом вокруг оси <100> параллельной НП (рисунок 5.2, ж). Последнее свидетельствует о том, что, во-первых, текстура центрального слоя в действительности складывается из компонент, стабильных для данного деформационного состояния. Во-вторых, о том, что реализующееся в центральных слоях при горячей прокатке напряженно-деформированное состояние часто не соответствует этому состоянию при холодной прокатке.





(1/2)h

⊠ {111}<110>

☑ (001)[010]

□(110)[001]

(1/8)h

⊠ {112}<110>

目 {112}<111>

10 0

□ (001)[110]

☑ {110}<112>

структура деформации

В отличие от холодной прокатки горячая прокатка слябовых заготовок начинается при невысоких значениях относительных обжатий. Это происходит, потому что обжатия ограничены условиями захвата металла валками. В первом приближении максимально возможный угол захвата  $\alpha_{max}$  ограничен значением коэффициента трения  $\mu$ , т. е. должно выполняться условие  $\alpha_{max} < \mu$ . Отсюда следует, что при постоянном коэффициенте трения максимально возможный угол захвата по проходам остается величиной постоянной. Поскольку существует математическая связь между углом захвата, радиусом валка *R* и максимальным обжатием  $\Delta h_{max}$  вида:

$$\alpha_{max} = \sqrt{\Delta h_{max}/R},\tag{5.1}$$

то обжатие в первых проходах слябовой прокатки оказывается ограниченной величиной. Максимально возможное относительное обжатие определяется формулой:

$$\alpha_{\max} = h_{\max} / h_0, \tag{5.2}$$

где  $h_0$  – толщина полосы перед проходом.

Из уравнения (5.2) видно, что при входящей в знаменатель большой толщине  $h_0$ , характерной для слябовой заготовки, не удается добиться больших относительных обжатий. Прокатка с малыми относительными обжатиями приводит к локализации как деформации, так и скоростей деформации в поверхностном слое, что наблюдается в первых проходах прокатки и что показано, например, в статье [128]. На рисунке 5.4 отражено распределение степени деформации в первом проходе прокатки, полученное методом конечных элементов в программе QFORM.

Горячая реверсивная прокатка алюминиевых сплавов отличается цикличностью термомеханического воздействия на металл. В каждом следующем проходе прокатки  $h_0$  в уравнении (5.2) становится меньше, и создается возможность повышения относительных обжатий при постоянных значениях абсолютных обжатий. При этом частная деформация за проход по толщине имеет возможность выравниваться.

Однако в структуре металла остается наследственность от первых проходов прокатки с очень неоднородным полем деформаций (и скоростей деформаций). В поверхностных слоях уровень накопленной деформации оказывается выше, чем в срединных, поэтому рекристаллизация здесь может начинаться раньше, а для ее развития оказывается больше времени.



Рисунок 5.4 – Локализация степени деформации в поверхностных слоях в первом проходе слябовой прокатки (цветные уровни – степень деформации, белая стрелка – направление прокатки)

Текстура поверхностных слоев, залегающих на глубине до ~ 1/4 толщины плиты, после режима II состояла из набора дискретных ориентировок: двух из  $\{211\}<011$ >, двух из  $\{110\}<112$ >, двух из  $\{112\}<111$ >, двух из  $\{111\}<110$ >, а также (001)[110], (001)[010] и (110)[001] (рисунки 5.2, в, г; 5.3, б). Наиболее выраженные ориентировки (001)[110],  $\{211\}<011$ >,  $\{111\}<110$ > соответствуют текстуре сдвига для металлических материалов с ГЦК-решёткой [126]. 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 прокатке по режиму I прошла рекристаллизация (рисунки 5.1, a; 5.2, а).

Ориентационный анализ области рекристаллизованных зерен в поверхностном слое образцов, прокатанных по режиму I, показал, что его текстура является существенно более рассеянной, но преимущественно повторяющей текстуру деформации (рисунок 5.3, а). Интенсивность наиболее сильных деформационных ориентировок (001)[110] и {110}<112> в случае рекристаллизации заметно ослаблялась. Также наблюдалось увеличение интенсивности «случайных» ориентировок.

#### 5.2 Анизотропия механических свойств плиты горячекатаного алюминиевого сплава

Результаты механических испытаний показали заметную анизотропию механических свойств горячекатаных плит (таблица 5.1). Временное сопротивление (σ<sub>в</sub>) и условный предел текучести (σ<sub>0,2</sub>) максимальны в направлении ПН и минимальны под углом

45° к НП. В направлении НП прочностные свойства оказались несколько ниже (до 7 %) относительно направления ПН. Понижение температуры окончания горячей прокатки (режим II), предотвратившие протекание рекристаллизации в поверхностных слоях, привело к более высоким значениям прочностных свойств, но не уменьшило их анизотропию. Полученные результаты согласуются с данными исследования [129], в котором также для горячекатаных алюминиевых сплавов зафиксирован минимальный предел текучести в направление под углом 45° к НП. При этом анизотропия прочностных свойств объяснена наличием в листах кристаллографической текстуры, определенной морфологией зерен и ориентационными выделениями вторых фаз.

Таблица 5.1 – Экспериментально полученные механические свойства и фактор Тейлора для алюминиевого сплава после горячей прокатки двух скоростных режимов (в разных направлениях к прокатке)

Режим	Временное сопротивление разрыву ов, МПа		Условный предел текучести σ <sub>0,2</sub> , МПа			Фактор Тейлора			
	ΠН	45°	ΗП	ΠН	45°	ΗП	ΠН	45°	ΗП
Стандартный	148	137	144	89	81	83	3,35	2,90	3,06
С пониженной скоростью	155	141	155	104	96	99	3,27	2,92	3,03

Методы ориентационной микроскопии (EBSD), позволяет рассчитывать фактор Тейлора для одноосного напряженного состояния, для каждой кристаллографически идентифицированной локальной области материала (рисунок 5.5), а затем усреднить их с учетом интенсивности ориентировок (таблица 5.1). Сравнение рассчитанных таким образом «интегральных» факторов Тейлора для текстур центральных областей с механическими свойствами позволяют утверждать, что анизотропия прочности в основном объясняется сформированным в результате горячей прокатки текстурным состоянием образцов.

Зафиксированная в работе неоднородность в структурно-текстурных состояниях по сечению плиты алюминиевого сплава после горячей прокатки предполагает существенные отличия, как в деформационном поведении различных слоев материала, так и в их дисперсионном упрочнении при охлаждении материала. Очевидно, что сформированную при горячей прокатке неоднородность структуры необходимо учитывать при дальнейшей обработке материала [130, 131].



Рисунок 5.5 – Факторы Тейлора в НП (а, в) и в ПН (б, г) для центральных слоев горячекатаного алюминиевого сплава: а, б – стандартный режим прокатки (режим I); в, г – режим с пониженной скоростью прокатки (режим II);

#### 5.3 Заключение по главе 5

1. При использовании высоких скоростей горячей прокатки плиты алюминиевого сплава 6061 в поверхностных слоях материала (1/4 толщины) в процессе его охлаждения протекает рекристаллизация существенно изменяющая однородность структуры по толщине. Уменьшение скорости прокатки, приводящее к снижению конечной температуры деформации, позволяет избежать развития рекристаллизационных процессов.

2. Текстура деформации центральной области горячекатаной плиты алюминиевого сплава по основным компонентам соответствует стабильным ориентировкам текстуре прокатки материала с ГЦК решеткой. Текстура деформации поверхностной области в основном соответствует текстуре сдвига материала с ГЦК решеткой.

3. Текстура рекристаллизации поверхностных слоев по компонентному составу повторяет текстуру деформации. Наблюдается ослабление интенсивностей основных компонент при сохранении или ослаблении остальных ориентировок.

4. Анизотропия прочностных свойств горячекатаной алюминиевой плиты в основном определяется текстурой материала, в качестве показателя которой может являться усредненный по ориентировкам фактор Тейлора.

### ГЛАВА 6 ТЕКСТУРА МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ ТИПА 06Г2МБ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

# 6.1 Микроструктура малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой прокатки по толщине листа

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. 6.1). 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 6.1). 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 штрипса.

Выявленная методом EBSD текстура центрального слоя (0,3-0,5h,рисунок 6.2), 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 6.2).



Рисунок 6.1 – Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСР на различном расстоянии от поверхности штрипса: 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 – ориентационные карты (EBSD) в расцветке с НН; б, д, з – ориентационные карты (EBSD) в расцветке с НП



Рисунок 6.2 – Текстура стали 06Г2МБ после ТМСР в виде ФРО (EBSD). Приведены сечения пространства углов Эйлера при φ<sub>2</sub> = 0°, φ<sub>2</sub> = 45°: а – стандартные сетки для сечений ФРО при φ<sub>2</sub> = 0° и φ<sub>2</sub> = 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

#### 6.2 Влияние текстуры на разрушение листов трубных сталей, полученных ТМСР

Результаты металлографического исследования образцов разных классов прочности и разной склонности к образованию расщеплений (вторичных трещин), появляющихся при разрушении материала, показали существенную схожесть структуры образцов всех серий (рисунок 6.3). Как в подповерхностных, так и в центральных слоях фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП. 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 6.3 – Микроструктура образцов малоуглеродистых низколегированных трубных сталей, полученных ТМСР: а, б – оптическая металлография; в, г – изображение во вторичных электронах

Во всех образцах кристаллиты в поверхностной области имеют заметно меньшие размеры по сравнению с кристаллитами из центрального слоя. Также в образцах 65Р и 65Н микроструктура фрагментирована сильнее по сравнению с образцами 60Р и 60Н. Подобные различия в микроструктуре объясняются более интенсивным охлаждением после горячей прокатки, как поверхностных слоев, так и листов трубных сталей в целом. Большая дисперсность микроструктуры объясняет более высокий уровень прочностных свойств у образцов 65Р, 65Н.

Выявленная методом EBSD текстура основного объема (90% объема) всех образцов после TMCP 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  $\{111\}<112>$  и (001)[110]. Заметное отличие образцов серий «Р» от «Н» – большая выраженность компоненты (001)[110] (рисунок 6.4).



Рисунок 6.4 – 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); д – поверхность 65P (1/4h); е – поверхность 65H (1/4h); ж – центральная область 65P (1/2h); з – центральная область 65H (1/2h)

Существенные различия в локальной текстуре образцов серий «Р» и «Н» визуализируются на ориентационных картах (рисунки 6.5, 6.6). 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 менее 10°). Наблюдаемые в данных областях высокоугловые границы разделяют кристаллиты с разориентациями не более 20°.

В образцах серий «Р», склонных к образованию расщеплений, области однородной текстуры имеют сравнительно большие размеры и вытянутую в НП форму. Изредка наблюдаются области сопоставимые (соответствующие) по толщине исходным

деформированным зернам аустенита (рисунок 6.5, а, б). В среднем наблюдаемые области однородной текстуры имеют толщину в 1,5 – 2 раза меньшую по сравнению с толщиной аустенитных зерен и существенно уступают последним по длине в НП.



Рисунок 6.5 – Текстура центральных областей (1/2h) образцов малоуглеродистых низколегированных трубных сталей класса прочности К60, полученных ТМСР визуализированная в виде ориентационных карт с НН (Y – цвет соответствует плоскости прокатки) и с НП (X – цвет соответствует направлению прокатки): а – 60P, с НН; б – 60P, с НП; в – 60H, с НН; г – 60H, с НП

В образцах серий «Н» области однородной текстуры имеют существенно меньшие размеры и крайне неравновесную форму (рисунки 6.5, в, г; 6.6, в, г). В данных областях

чаще наблюдаются отдельные кристаллиты или небольшие группы кристаллитов с ориентировками, отличающимися от основного массива. Т. е. микротекстура в образцах «Н» по сравнению с «Р» является более делокализованной.



Рисунок 6.6 – Текстура поверхностных областей (1/4h) образцов малоуглеродистых низколегированных трубных сталей класса прочности K65, полученных TMCP визуализированная в виде ориентационных карт с HH (цвет соответствует плоскости прокатки) и с HП (цвет соответствует направлению прокатки): а – 65P, с HH; б – 65P, с HП; в – 65H, с HH; г – 65H, с HП

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}, по которым происходит скол в ОЦК-Fe, позволяют с минимальным сопротивлением развиваться микротрещинам параллельно плоскости прокатки до размеров, превышающих критический, с последующим разрушением материала. Интересным представляется вопрос о происхождении данных областей.

#### 6.3 Основные закономерности формирования текстуры при фазовых превращениях

В результате термических обработок по режимам 1.1, 2.1, 2.2, 3.1, 3.2 (таблица 2.4) были получены структуры, которые по данным металлографического анализа (рисунок 6.7) можно трактовать как мартенсит (рисунок 6.7, а, б), нижний бейнит (рисунок 6.7, в, г) и верхний бейнит (рисунок 6.7, д, е). По краевой области образцов (рисунок 6.7, ж), за счет пережога, реализовавшегося в процессе отжига, можно оценить размеры исходных (при 1000 °C) зерен аустенита – 5 – 20 мкм. Отметим, что данные размеры зерен  $\gamma$ -фазы соответствуют размерам областей однородных ориентировок  $\alpha$ -фазы в исследуемых образцах после ТМСР. Размер последних закладывается при черновой горячей прокатке вследствие последовательно-параллельного протекания процессов деформации, динамической рекристаллизации и выделения карбидных фаз.

Мартенситная структура характеризовалась высокой однородностью, как в целом, так и в пределах бывших аустенитных зерен, а также «дисперсным» рельефом, отражающим повышенный уровень остаточных напряжений в виде линий скольжения (рисунок 6.7, а, б). Бейнитные структуры характеризовались наличием большого числа мелких «выделений», соответствующих областям бывшего аустенита, в которых  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь. В случае более высокой температуры протекания бейнитного превращения «выделения» имели заметно больший размер (рисунок 6.7, в-е).

В отличие от выделенных морфологических особенностей сформировавшихся структур, выявленная методом EBSD текстура всех образцов демонстрирует существенную большую схожесть, практически, идентичность (рисунки 6.8–6.12). Текстура состоит из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки близкие к  $\{112\}<110>$ ; ориентировка близкая к (001)[110] (имеет различную выраженность в различных образцах, причем не связанную с типом обработки), а также слабые – две из  $\{111\}<110>$ , две из  $\{111\}<112>$  и ряда других (рисунки 6.8-6.12, д; 6.13). Т. е. текстура всех образцов не зависимо от обработки в основном воспроизводит их исходную текстуру, приобретенную в процессе ТМСР.





Рисунок 6.7 – Микроструктура стали 06Г2МБ после различных ТО (таблица 2.4): а, б – режим ТО 1.1; в – 2.1; г – 2.2; д – 3.1; е – 3.2; ж – 1.1 (пережог)

Во всех образцах ориентировки представлены сравнительно однородными областями, состоящими из кристаллитов, отделенных друг от друга малоугловыми границами. Области имели сравнительно неравновесные («остроугольные») формы в образцах закаленных на мартенсит (рисунок 6.8, а, б) и более сглаженные – в бейнитных

структурах (рисунки 6.9-6.12, а, б). Размеры областей однородных ориентировок соответствовали размерам исходных аустенитных зерен.



Рисунок 6.8 – Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после закалки на «мартенсит» по режиму 1.1: а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на (а, б)

В образцах с бейнитной структурой внутри больших однородных областей, соответствующих бывшим зернам  $\gamma$ -фазы, наблюдались мелкие области с ориентировками, отличающимися от ближайшего их окружения. Очевидно, что данные области соответствовали мелким «выделениям», в которых  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь.

Отметим, что во всех исследованных структурах плотность распределения границ (межкристаллитных и межзеренных) по углам разориентации (рисунки 6.8-6.12, в), а именно, отсутствие границ в диапазоне углов от 15 до 45°, свидетельствует о сдвиговом характере  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [132].



Рисунок 6.9 – Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после обработки на «нижний бейнит» (300 °C) по режиму 2.1: а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на (a, б)

Характер распределения кристаллографически обусловленных границ (рисунки 6.8-6.12, г) соответствует ориентировкам, формирующимся при «истинно» мартенситном превращении (рисунок 6.14, г). Отметим, что реальную мартенситную структуру, состоящую из нескольких пакетов реек в пределах исходного аустенитного зерна (рисунок 6.14), удалось получить только по режиму 1.2. Данный режим полностью аналогичен термообработке 1.1 (таблица 2.4), но был реализован на образце существенно меньшего размера, т.е. формирование «истинной» мартенситной структуры произошло при более высокой скорости охлаждения.





Г

В



Рисунок 6.10 – Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после обработки на «нижний бейнит» (300 °C) по режиму 2.2: а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на (а, б)

Ориентировки реек в мартенсите, демонстрировали существенно большее разнообразие по сравнению с бейнитными структурами. Дополнительно к основным

«бейнитным» ориентировкам ({112}<110>, (001)[110]) были зафиксированы ориентировки близкие к {113}<110>, {110}<331>, {110}<011>.

В пределах одного пакета все кристаллиты имели общую ось, чаще всего близкую к <110>, что, очевидно, является следствием выполнения ОС при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Текстура пакета состояла из трех парных компонент, разориентированных друг относительно друга вокруг общей оси <110> на угол  $\sim 120^\circ$ . Угол поворота между компонентами в паре составляет приблизительно 70° вокруг той же оси, т. е. эти компоненты по существу находились в двойниковой ориентации.



Д

Рисунок 6.11 – Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после обработки на «верхний бейнит» (500 °C) по режиму 3.1: а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на

Между имеющимися ориентировками кристаллитов устойчиво (как по наличию, так и по частоте появления) фиксировался набор специальных разориентаций (рисунок 6.15, в): Σ3 (двойниковая), Σ11, Σ25b, Σ33c, Σ41c.

Дополнительная обработка ориентационных карт, полученных методом EBSD, позволила выявить между некоторыми кристаллитами в пакетах малоугловые границы с углами разориентации 9–13°, предположительно, соответствующие специальной разориентации Σ99а.



a

В

б

Г





Рисунок 6.12 – Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после обработки на «верхний бейнит» (500 °C) по режиму 3.2: а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на

(а, б)



Рисунок 6.13 – Текстура в виде ФРО (все «стандартные» сечения пространства углов Эйлера) стали 06Г2МБ после различных термических обработок: а – режим ТО 1.1 («мартенсит»); б – 2.1 (нижний бейнит); в – 3.1 (верхний бейнит); г – сетка для сечения ФРО φ<sub>2</sub> = 45°, с нанесением основных идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН)

Отметим два важных результата, способствующих пониманию механизма мартенситного γ — α-превращения, зафиксированных в данной работе:

1. Специальная разориентация  $\Sigma$ 3, интенсивность которой максимальна в мартенситной структуре (рисунки 6.15, б, г), в действительности в основном является внутри пакетной, т. е. очень часто фиксируется между параллельными рейками, принадлежащими одному пакету. По-видимому, данный факт свидетельствует, о том, что мартенсит образуется не отдельными рейками, а в виде пар реек находящихся в двойниковой разориентации.

2. Специальная разориентация Σ25b формируется между мартенситными пакетами, образовавшимися в пределах одного аустенитного зерна, но при этом характеризующимися разными поворотными осями.





Рисунок 6.14 – Микроструктура (сканирующая электронная микроскопия) и текстура (EBSD) стали 06Г2МБ после закалки на мартенсит по режиму 1.3; а, б – микроструктура (в отраженных электронах); в – ориентационная карта с HH; г – ориентационная карта с

Пакетная мартенситная структура с типичным распределением реек по кристаллографическим ориентировкам, соответственно, с типичными распределениями межзеренных и межкристаллитных границ (включая специальные) была также зафиксирована в образцах, прошедших изотермическую закалку по режимам 4.1, 4.2 (рисунки 6.18-6.20, а, в, д, ж).



Рисунок 6.15 – Текстура (EBSD) стали 06Г2МБ после закалки на мартенсит: а – ориентационная карта с выделением всех межзеренных границ; б – ориентационная карта с выделением специальных границ; в – распределение межзеренных границ по углам разориентации; г – частота фиксации специальных границ; д – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на (а, б); е – ФРО (все «стандартные» сечения пространства углов Эйлера)

Интегральная текстура мартенсита, полученного закалкой с 750 °C, из обогащенного углеродом аустенита, в присутствии равновесных ферритных зерен включала хорошо выраженную ориентировку близкую к (001)[110] и две ориентировки из {111}<112>.



Рисунок 6.16 – Микроструктура стали 06Г2МБ (EBSD) после обработки на «равновесный» феррит (охлаждение с печью): а – ориентационная карта с НН; б – ориентационная карта с НП; в – фазовая ориентационная карта; г – ориентационная карта с выделением специальных границ; д – распределение межзеренных границ по углам разориентации; е – частота фиксации специальных границ

Структура равновесного феррита должна была сформироваться в образцах, обработанных по режиму 5 за счет сверх медленного охлаждения. Однако даже металлографическое исследование на сканирующем микроскопе показало наличие на поверхности образцов характерного рельефа, соответствующего повышенному уровню остаточных напряжений. Исследование методом EBSD выявило наличие достаточно крупных равноосных зерен размерами 5–20 мкм с повышенной плотностью малоугловых границ (рисунок 6.16, а-г). Некоторые области в образцах, по плотности дислокаций и по наличию и распределению в них высокоугловых границ, имели структуру более характерную для мартенсита, чем для равновесного феррита. По-видимому, в процессе медленного охлаждения равновесное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в межкритическом интервале температур реализовывалось с малым количеством зародышей  $\alpha$ -фазы. При этом успевало происходить перераспределение элементов между отдельными областями (главным образом углерода). По этой причине последние порции аустенита превращались в  $\alpha$ -фазу по механизму близкому к мартенситному. Возникающие при этом напряжения релаксировались в соседних зернах за счет появления повышенной плотности дислокаций.



Рисунок 6.17 Текстура стали 06Г2МБ (EBSD) после обработки на «равновесный» феррит (охлаждение с печью): а – ППФ {100}, {110}, {111} с области, приведенной на рисунке 6.16, а, б; б – те же ППФ, что на (а) в виде отдельных полюсов; в – ФРО (все «стандартные» сечения пространства углов Эйлера)

Текстура в «равновесном» феррите состояла из трех хорошо выраженных ориентировок: две из {112}<110> и (001)[110] (рисунок 6.17). Фиксация данных ориентировок в феррите позволяет утверждать, что, по крайне мере, зарождение новой фазы в случае реализации равновесного фазового превращения происходит сдвиговым путем.

Отметим, что реальную равновесную ферритную структуру (рисунки 6.19, 6.20) с аналогичной предыдущему случаю текстурой (рисунок 6.21, б), состоящую из зерен без повышенной плотности дислокаций, удалось получить только по режимам 4.1, 4.2 (изотермическая закалка с 750 °C).



Рисунок 6.18 – Микроструктура (сканирующая электронная микроскопия) и текстура (EBSD) стали 06Г2МБ после изотермической закалки по режиму 4 (феррит, мартенсит): а–г – микроструктура (в отраженных электронах); д – ориентационная карта с HH; е – ориентационная карта с HП



Рисунок 6.19 – Интегральная текстура стали 06Г2МБ после изотермической закалки по режиму 4 (феррит, мартенсит): а – ориентационная карта: фазовый контраст; б – ориентационная карта с выделением специальных границ; в – ФРО с области приведенной на (а, б); г – распределение межзеренных границ по углам разориентации; д – частота фиксации специальных границ; е – ППФ {100}, {110}, {111} с области приведенной (а, б)

106





Рисунок 6.20 – Текстуры феррита и мартенсита в образце стали 06Г2МБ после изотермической закалки по режиму 4 (феррит, мартенсит): а, б – ориентационные карты с НН с выделением мартенсита (а) и феррита (б); в, г – ППФ {100}, {110}, {111} с областей выделенных на (а) – мартенсит и (б) – феррит; д, е – распределение межзеренных границ по углам разориентации для мартенсита (д) и феррита (е); ж, з – частота фиксации специальных границ для мартенсита (ж) и феррита (з)



Рисунок 6.21 – Текстуры феррита (а) и мартенсита (б) в виде ФРО в образце стали 06Г2МБ после изотермической закалки по режиму 4 (феррит, мартенсит)

Одним из частных, но важных, результатов работы явилась фиксация факта структурной наследственности в образцах стали типа 06Г2МБ после различных режимов термообработки. Средний размер области с однородной кристаллографической ориентировкой «сохранялся» в результате практически любой термической обработки, исключая закалку на «истинный» мартенсит (режим 1.2). Данный параметр структуры соответствовал размерам зерен γ-фазы при аустенитизации стали (1000 °С), и также был приблизительно равен размерам областей однородных ориентировок α-фазы в образцах после ТМСР. Размер последних закладывался при горячей прокатке в процессе ТМСР вследствие последовательно-параллельного протекания деформации, динамической рекристаллизации и выделения карбидных фаз. Можно предположить, что наблюдаемая при проведении термических обработок структурная наследственность являлась прямым результатом формирования еще в процессе ТМСР карбидной сетки, ограничивающей движение межзеренных границ при любых последующих фазовых или структурных превращениях.

Более сложным представляется объяснение наблюдаемой в работе текстурной наследственности. Данный вопрос представляется наиболее важным и, с точки зрения, формирования структурно-текстурного состояния в результате ТМСР трубных сталей. В
таблице 6.1 обобщены результаты по расшифровке текстуры всех структурных составляющих (мартенсита, бейнита, феррита) в образцах стали типа 06Г2МБ после различных режимов термообработки. Важно подчеркнуть, что при любой термической обработке, в ходе которой были реализованы прямое  $\alpha \rightarrow \gamma$ - и обратное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, фиксируется удивительный факт воспроизводства основных компонент исходной текстуры материала, полученной после ТМСР: две из {112}<110> и (001)[110].

Таблица 6.1 – Текстуры образцов стали типа 06Г2МБ после разных режимов термообработок

Схема ТО	Структурная составляющая	Основные кристаллографические ориентировки в виде элементарных ячеек и индексов Миллера			
	мартенсит	{113}<110>	{113}<110>	$\diamond$	{110}<331>
					{110}<011>
			{112}<110>		{001}<011>
	бейнит		{112}<110>	$\diamond$	{110}<111>
			{001}<011>	$\bigotimes \bigotimes$	{331}<233>,{111}<112>
		$\triangleright$	{110}<311>	P	{213}<120>
	феррит		{112}<110>	$\diamond$	<b>{110} &lt;111&gt;</b>
			{111}<112>		{110} <112>
	мартенсит		{001}<110>		<b>{111}&lt;112&gt;</b>
	феррит		{112}<110>		{112}<131>, {332}<113>
			{001}<110>	$\diamond$	{011}<311>

Примечание – относительные размеры элементарных ячеек и индексов Миллера соответствуют степени выраженности ориентировки в текстуре образцов.

Согласно необходимости выполнения ОС Курдюмова-Закса ({111} $\gamma \parallel$  {110} $\alpha$ , <110> $\gamma \parallel$  <111> $\alpha$ ) или Нишиямы-Вассермана ({111} $\gamma \parallel$  {110} $\alpha$ , <112> $\gamma \parallel$  <110> $\alpha$ ) в результате сдвиговых фазовых превращений, и отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, при  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении из одной ориентировки феррита может возникать минимум 12 ориентировок аустенита. При обратном  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении из

одной ориентировки аустенита также может возникать минимум 12 ориентировок феррита [67, 70, 74]. Таким образом, при двойной фазовой перекристаллизации общее число возникших ориентировок в пределах исходной ориентировки феррита, может составить величину меньшую  $12 \times 12 = 144$ . Последнее связано с тем, что в силу кубической симметрии системы, часть возникающих ориентировок будут совпадать. Очевидно, что при реализации подобного процесса, воспроизведение исходной текстуры невозможно, также как невозможно вообще существование какой-либо выраженной текстуры. Однако эксперимент показывает обратную ситуацию. На практике наблюдается переход выделенного набора ориентировок феррита (три) через аустенит в набор ориентировок, соответствующих исходным.

Подобный механизм воспроизводства текстуры предполагает наличие в структуре материала после ТМСР (скорее в результате горячей деформации) неких факторов, ответственных за подобную наследственность.

Формирование текстуры при ТМСР происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. При горячей прокатке с большой степенью обжатия  $\varepsilon_{\rm B} > 90\%$  по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых В направлении прокатки деформированных зерен. Они должны характеризоваться наличием стабильных при прокатке ориентировок для ГЦК-решетки [2, 126], а именно {110}<001>, две из {011}<111>, две из {112}<111>, две из {112}<111> (таблица 6.2). После окончания горячей прокатки за счет относительно высоких скоростей охлаждения в металле реализуется сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с выполнением определенных ОС (Курдюмова-Закса или Нишиямы-Вассермана).

Таблица 6.2 – Стабильные ориентировки, формирующиеся в текстуре прокатки металлов с ГЦК решеткой [2, 126]

{011} <100>		
{011} <211>	$\bigotimes$	
{112} <111>	$\langle \! \! \  \  \  \  \  \  \  \  \  \  \  \ $	
{011} <111>	$\otimes \otimes$	

В работе [70] показано, что одним из факторов, ограничивающих количество ориентировок при сдвиговом превращении, может являться реализация скольжения в аустените только по определенным системам {111} $\gamma$ . Выделенность систем скольжения будет заключаться в повышенной плотности дислокаций, и, соответственно, в повышенном уровне полей упругих напряжений в них. В дальнейшем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение должно идти с выполнением ОС, включающим данные плоскости, согласно [70]. Последнее приводит к ограниченному набору возможных ориентировок  $\alpha$ -фазы внутри исходного аустенитного зерна.

После реализации  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения плоскости {110}  $\alpha$ -фазы, входящие в ОС и участвующие в превращении, автоматически должны содержать повышенную плотность дислокаций. Т. е. в этом случае оказываются выделенными плоскости  $\alpha$ -фазы. Данное различие будет сохраняться между всеми плоскостями {110}  $\alpha$ -фазы даже, предположительно, после термической обработки. Т. е. при нагреве  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение будет происходить по выделенным плоскостям  $\alpha$ -фазы, и, соответственно, формироваться текстура аустенита. При последующем охлаждении по тем же принципам вновь будет формироваться текстура  $\alpha$ -фазы.

Выше приведенное рассуждение существенно ограничивает количество возникающих результате TMCP и/или дальнейшей реализации текстурной В наследственности кристаллографических ориентировок, однако не объясняет их малое количество. Например: семь стабильных ориентировок в аустените должны приводить к появлению 9-и групп близких ориентировок в продуктах сдвигового превращения.

Кроме того, данная гипотеза не объясняет влияние на механизм текстурной наследственности температурно-временных параметров термических обработок. Вопервых, при нагреве материала, как в феррите, так и в аустените реализуются процессы полигонизации и рекристаллизации, в результате которых вся избыточная плотность дислокаций должна поглощаться. Во-вторых, данная гипотеза противоречит возникновению действительно большого числа ориентировок в рейках пакетного мартенсита при обработке образцов по режиму 1.2.

Таким образом, необходимо еще одно, причем более «мощное» условие для выделения определенных ориентировок при реализации текстурной наследственности. В работе [133] показано, что формирование зародышей сдвигового превращения существенно облегчается на границах двойников как деформации, так и рекристаллизации, т.е. когда данное зарождение происходит на специальной границы Σ3. Следует подчеркнуть, что в алюминии, имеющем ГЦК-решетку, согласно, как теоретическим расчетам, так и экспериментальным наблюдениям специальная граница Σ3 обладает минимальной

поверхностной энергией [3], т.е. может явиться «хорошей» подложкой для зародыша новой фазы или нового зерна согласно [66]. Согласно [3] также пониженной поверхностной энергией обладает специальная граница Σ11 (рисунок 6.22). Также отметим, что специальная граница вблизи температуры фазового перехода может являться источником дислокаций превращения [134].

Кристаллографический анализ (таблица 6.3), подобный, проделанному в работе [135], показывает, что между стабильными ориентировками аустенита с большой долей вероятности формируются специальные разориентации близкие к  $\Sigma$ 3 (поворот на 60° вокруг оси 111 // RD; поворот на 70,5° вокруг оси 110 // TD) и  $\Sigma$ 11 (поворот на 50,5° вокруг оси 110 // TD).



Рисунок 6.22 – Расчетная и измеренная поверхностная энергия при 650 °С для симметричной границы <110> в алюминии (ГЦК) [3]

Возможна ситуация когда граница между аустенитными зернами, находящимися в данных разориентациях, после завершения горячей деформации (но до начала контролируемого охлаждения) превратится в специальную границу. Предположительно, в этом случае трансформация решетки при формировании первых зародышей  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения может реализоваться не в пределах одного аустенитного зерна, а одновременно в соседних зернах, разделенных «хорошей» кристаллографической границей. В результате будут образованы однородные области ферритных кристаллов, связанных двойниковой разориентацией (или близкой к ней). Примеры возможных вариантов трансформаций «парных» ориентировок аустенита в «парные» ориентировки феррита приведены в таблице 6.3. Подобным механизмом формирования бейнита из деформированного аустенита можно объяснить образование сравнительно малого количества ориентировок в  $\alpha$ -фазе и, соответственно, возникновение выраженной

текстуры. Также этим можно объяснить формирование вытянутых в НП областей с однородной ориентировкой, в том числе (001)[110], по которой происходит образование расщеплений.

Таблица 6.3 – Формирование текстуры сдвигового фазового превращения из текстуры аустенита через ОС Курдюмова-Закса (<111>γ || <110>α, <110>γ || <111>α) с участием специальных границ Σ3 и Σ11



Важно подчеркнуть, что возникшие в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения парные ориентировки  $\alpha$ -фазы, также связаны между собой специальными ориентациями  $\Sigma 3$  и  $\Sigma 11$ . Таким образом, если все последующие фазовые превращения в данном материале будут начинаться на специальных границах соответствующих данным специальным разориентациям, то становится вполне очевидной текстурная наследственность, которая в действительности сводится к сохранению при каждом фазовом переходе одних и тех же специальных разориентаций (в данном случае  $\Sigma 3$  и  $\Sigma 11$ ).

Возникновение специальных разориентаций между кристаллическими решетками зерен аустенита не является жестким условием для формирования между ними специальных границ. Для формирования «хорошей» кристаллографической границы требуются сдвиговые и диффузионные процессы (на сравнительно короткие расстояния – несколько периодов кристаллической решетки) в области высокоугловой границы, разделяющей два деформированных в процессе прокатки зерна. Очевидно, что для реализации последних процессов в γ-фазе требуется достаточно продолжительное время (об этом свидетельствует устойчивость аустенита к рекристаллизации в температурном интервале изотермической прокатки при ТМСР) и/или повышенная температура.

Очевидно, что процесс «оформления» между зернами  $\gamma$ -фазы высокоугловых границ в специальные должен интенсивно происходить в области метастабильности аустенита, т. е. в межкритическом интервале температур. С использованием программы «Thermo-Calk-3.01» для химических составов образцов стали 06Г2Б, использованных в работе, были рассчитаны диаграммы термодинамических равновесий (рисунок 6.23), из которых определялись температуры равновесного полиморфного превращения. Для четырех известных химических составов стали, температура начала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения лежала в интервале 826 – 841 °C, т. е. в области температур близких к температурам окончания горячей прокатки при TMCP.

Возвращаясь к результатам предыдущего раздела работы, можно предположить, что в образцах серии «Р» (склонных к формированию расщеплений), специальные границы оказались достаточно «оформленными» вследствие достаточного времени (между концом горячей прокатки и началом интенсивного охлаждения) пребывания стали в области метастабильности аустенита. По этой причине  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в виде протяженных однородных областей, соответствующих вытянутым в НП специальным границам. В случае, когда специальные границы не успевали «оформиться» в большом количестве, расположение мест начала  $\gamma \rightarrow \alpha$ -распада носило сравнительно хаотичный характер. Причем, данные места могли быть связаны как с высокоугловыми границами, разделяющими зерна, так и с малоугловыми, находящимися во внутренних объемах деформированных аустенитных зерен. Последний механизм распада должен был приводить к появлению в бейните большего количества ориентировок.



Рисунок 6.23 – Пример результатов расчета термодинамических фазовых равновесий для стали типа 06Г2МБ с использованием программы «Thermo-Calk-3.01»

Последнее заключение хорошо иллюстрируется структурой и текстурой образцов, обработанных фактически по одному режиму ТО (1.1 и 1.2), отличавшимися при этом только размерами. По-видимому, получение структуры-текстуры «истинного» мартенсита было связано с малым временем пребывания металла в межкритическом интервале температур.

#### 6.4 Заключение и выводы к главе

1. Установлена текстура по всей толщине листа малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после ТМСР. 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}<112> и (001)[110].

2. Показано, что в образцах трубных сталей, склонных к формированию расщеплений при их разрушении, существуют вытянутые вдоль направления прокатки области с однородной ориентировкой (001)[110].

3. Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали со структурой, сформированной в результате ТМСР, при дальнейшей их термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. Она состоит в том, что при обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию  $\alpha$ TMCP  $\rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ TO (где  $\alpha$ TO – бейнит или феррит), в конечной структуре воспроизводится текстура TMCP, в основном состоящая из трех кристаллографических ориентировок близких к двум из {112}<110> и (001)[110].

4. Отмечено, что средний размер областей с однородными кристаллографическими ориентировками, приобретенными образцами стали в результате ТМСР, также «сохранялся» в результате термической обработки.

5. Показано, что механизм текстурной наследственности, реализующийся в малоуглеродистой низколегированной трубной стали, может быть реализован через воспроизводство при каждом фазовом переходе кристаллографически обусловленных межкристаллитных границ близких к Σ3 и Σ11, кристаллическая решетка которых находилась в соответствующих специальных разориентациях. Данные специальные разориентации формируются между стабильными ориентировками аустенитных зерен в процессе горячей прокатки при ТМСР.

3. Предположено, что появление вытянутых областей с однородными кристаллографическими ориентировками (в том числе (001)[110], по которым возникают расщепления) связано c возникновением кристаллографически обусловленных межкристаллитных границ между соседними зернами аустенита. Формирование кристаллографически обусловленных границ происходит, если в процессе ТМСР сталь при охлаждении на воздухе (между концом горячей прокатки и началом интенсивного охлаждения) находится достаточное время в области метастабильности аустенита (межкритическом интервале температур). Согласно последнему, для предотвращения появления в материале расщеплений, т. е. для получения максимальной структурнотекстурной однородности, необходимо заканчивать горячую прокатку стали при температуре, обеспечивающей пребывание материала в стабильном аустенитом состоянии до начала интенсивного охлаждения (т. е.  $A_3 + \Delta T$ , где  $\Delta T$  – падение температуры до интенсивного охлаждения).

116

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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}<112>, {112}<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>, {112}<111>, {110}<111> и (100)[001], в поверхностных слоях – {010}<101>, {112}<110>, {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 ГЦКрешетками 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].

 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.

#### 117

6. Показано, что формирование текстуры рекристаллизации можно объяснить исходя из гипотезы о доминирующий роли кристаллографически обусловленных межзеренных границ в процессах структурных превращений, появлению которых предшествовало образование 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  $\Sigma$ 9, и/или образованием зародышей рекристаллизации на границах  $\Sigma$ 3 и  $\Sigma$ 11. В материалах с ГЦК-решеткой увеличение количества зерен с ориентировкой близкой к (100)[001], предполагается результатом преимущественного роста границ близких к  $\Sigma$ 25b.

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  $\alpha_{TO}$  – 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}<112> 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 специальных разориентаций-специальных границ типа  $\Sigma$ 3 и  $\Sigma$ 11, которые формируются 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 γ→α 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.

### Перспективы дальнейшей разработки темы исследования

Кристаллографическая текстура металлических материалов является дополнительным ресурсом, позволяющим получить в изделиях и полуфабрикатах улучшенный комплекс физических и механических свойств в определенных направлениях. Термодеформационная обработка оказывает существенный вклад на формирование и развитие текстуры, за счет деформационных и термических воздействий на материал на материал. Учет эволюции текстуры, знание закономерностей ее преобразования, может способствовать оптимизации процессов производства металлических изделий за счет рационального выбора температурно-временных и деформационных интервалов технологических операций.

Дальнейшее изучение других металлических материалов и изделий, подвергаемых при их обработке деформационным и термическим воздействиям, с проверкой выполнения установленных в данной работе законов текстурной наследственности является перспективным для оптимизации известных технологий или разработки новых.

Полученные результаты экспериментов и теоретических расчетов позволят сформулировать алгоритм прогнозирования текстуры стали при ТМСР и соответственно прогнозировать трещиностойкость изделия. Алгоритм предполагает: 1) выявление на каждой стадии обработки основных компонент текстуры; 2) установление специальных разориентаций между основными кристаллографическими ориентировками; 3) расчет основных текстурных компонент структурных или фазовых превращений с учетом выполнения определенных ориентационных соотношений.

# СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ФП – фазовые превращения;

OC – ориентационные соотношения между кристаллическими решетками, выполняющиеся при фазовых превращениях;

ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка;

ОЦК – объёмно-центрированная кубическая решетка;

TMCP (Thermo Mechanical Control Processing) – вид обработки, заключающийся в контролируемой прокатке с управляемым ускоренным охлаждением;

Ориентационная микроскопия (EBSD) – метод определения пространственной ориентации кристаллической решетки в локальных областях, основанный на дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Back-Scattered Diffraction);

 $\Phi$ PO (ODF) – функция распределения ориентировок (orientation distribution function);

 $\Pi\Pi\Phi$  (DPF) – прямая полюсная фигура (direct pole figure);

ОПФ – обратная полюсная фигура;

ЭДУ (у*SFE*) – энергия дефекта упаковки;

НП (RD) – направление прокатки (rolling direction);

HH (ND) – направление нормали к плоскости прокатки (normal direction);

ПН (TD) – поперечное направление (transverse direction);

К<sup>\*\*</sup> – категория прочности, где <sup>\*\*</sup> соответствует минимальному гарантированному значению временного сопротивления сталей в поперечном направлении, выраженному в килограмм–силах на квадратный миллиметр;

Σп (где n=3, 5, 7, ...) – обозначение специальных разориентаций между двумя соседними зернами и кристаллографически обусловленных межкристаллитных границ находящихся в данных специальных разориентациях. Специальные разориентации – взаимные расположения двух кристаллических решеток, совмещенных в общем узле, при некоторых дискретных поворотах которых возникает трехмерная решетка совпадающих узлов (РСУ). Отношение объемов элементарных ячеек решетки совпадающих узлов и исходной решетки характеризуется параметром  $\Sigma$ n – обратной пространственной плотностью совпадающих узлов, где n принимает значение 3, 5, 7, 9 и т. д., т. е. совпадает каждый третий, пятый и т. д. узел кристаллических решеток.

ЭАС – электротехническая анизотропная сталь (трансформаторная сталь, CGO, Hi-B); ДОЭ – дифракция отражённых электронов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

 Wassermann G. Texturen metallischer Werkstoffe / G. Wassermann, J. Grewen. – Berlin : Springer, 1962. – 808 p.

2. Теория образования текстур в металлах и сплавах / С. А. Владимиров, И. В. Эгиз, А. А. Бабарэко, Я. Д. Вишняков ; отв. ред. Н. В. Агеев. – Москва : Наука, 1979. – 343 с.

3. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 2nd ed. – Oxford : Elsevier, 2004. – 557 p. – ISBN 978-0-0804-4164-1.

4. Wever F. Über die Walzstruktur kubisch kristallisierender Metalle / F. Wever // Zeitschrift für physic. A, Hadrons and Nuclei. – 1924. – Vol. 28, Iss. 1. – P. 69–90.

 Uspenski N. Die Beugung der Röntgenstrahlen in mikrokristallinischen Strukturen / N. Uspenski, S. Konobejewski // Zeitschrift für Physik. A, Hadrons and Nuclei. – 1923. – Vol. 16, Iss. 1. – P. 215–227.

 Kurdjumow G. Walz- und Rekristallisationstextur von Eisenblech / G. Kurdjumow,
 G. Sachs // Zeitschrift f
ür Physik. A, Hadrons and Nuclei. – 1930. – Vol. 62, Iss. 9/10. – P. 592– 599.

 Глокер Р. Рентгеновские лучи и испытание материалов / Р. Глокер ; пер. с нем.
 С. И. Френкель ; под ред. Н. Я. Селякова, Я. И. Френкель. – Ленинград ; Москва : Гос. техн.теор. изд-во, 1932. – 296 с.

8. Weissenberg K. Statistische Anisotropie in kristallinen Medien und ihre röntgenographische Bestimmung / K. Weissenberg // Annalen der Physik. – 1922. – Bd. 374, Iss. 22. – S. 409–435.

 Виглин А. С. Количественная мера текстуры поликристаллического материала.
 Текстурная функция / А. С. Виглин // Физика твердого тела. – 1960. – Т. 2, № 10. – С. 2463– 2476.

10. Bunge H. J. Zur Darstellung allgemeiner Texturen / H. J. Bunge // Zeitschrift für Metallkunde. – 1965. – Bd. 56. – S. 872–874.

Roe R.-J. Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials. III.
 General Solution to Pole Figure Inversion / R.-J. Roe // Journal of Applied Physics. – 1965. – Vol.
 36, Iss. 6. – P. 2024–2031.

Keene H. B. On the Transmission of X-Rays through Metals / H. B. Keene // Nature.
 - 1913. – Vol. 91. – P. 607.

 Knipping P. Durchgang von Röntgenstrahlen durch Metalle / P. Knipping // Physikalische Zeitschrift. – 1913. – Bd. 14. – S. 996–998.

14. Бабарэко А. А. Развитие текстуры в металлах и сплавах при деформации и рекристаллизации / А. А. Бабарэко // Металловедение и термическая обработка. – Москва : Металлургия, 1967. – С. 5–83.

15. Beck P. A. Notes on the Theory of Annealing Textures / P. A. Beck // Acta Metallurgica. – 1953. – Vol. I, Iss. 2. – P. 230–233.

16. Dillamore I. L. Recrystallization Textures in Bcc Metals / I. L. Dillamore // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. – 1965. – Vol. 233, Iss. 4. – P. 702–707.

Dillamore I. L. Preferred Orientations in Rolled and Annealed Metals / I. L.
 Dillamore, W. T. Roberts // Metallurgical Reviews. – 1965. – Vol. 10, Iss. 39. – P. 271–279.

Burgers W. G. Notes on the Theory of Annealing Textures. Comments on a paper by
 P. A. Beck with the same title / W. G. Burgers, T. J. Tiedema // Acta Metallurgica. – 1953. – Vol.
 I, Iss. 2. – P. 234–238.

19. Kamijo T. A Consideration on the Development of Rolling Textures in  $\alpha$ -Iron / T. Kamijo // Journal of the Japan Institute of Metals. – 1966. – Vol. 30, Iss. 5. – P. 421–428.

 Виролайнен Э. И. Исследование механизма текстурообразования ГЦК- и ОЦКметаллов в процессах прокатки и отжига : специальность 01.04.07 «Физика твердого тела»
 : автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук / Э. И. Виролайнен. – Воронеж, 1977. – 22 с.

21. Горелик С. С. Рекристаллизация холоднокатаной трансформаторной стали / С.
С. Горелик, В. Я. Гольдштейн // Физика металлов и металловедение. – 1968. – Т. 26, № 1. –
С. 129–138.

22. Титоров Д. Б. Влияние структурного состояния трансформаторной стали перед холодной прокаткой на текстуру деформации и формирование матрицы вторичной рекристаллизации / Д. Б. Титоров, Б. К. Соколов // Физика металлов и металловедение. – 1971. – Т. 32, № 5. – С. 1062–1072.

23. Уфимцева М. П. Влияние деформации на текстурообразование в кремнистом железе / М. П. Уфимцева, Р. А. Адамеску, П. В. Гельд // Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов : сб. ст. / Ин-т физики металлов Акад. наук СССР ; отв. ред. Б. К. Соколов. – Москва : Наука, 1969. – С. 48–52.

24. Taoka T. Formation of Cold-Rolled Texture and Recrystallized Texture in Single Crystals of 3% Silicon Iron. Part 2 / T. Taoka, E. Furubayashi, S. Takeuchi // Transactions of National Research Institute for Metals. – 1967. – Vol. 9, Iss. 4. – P. 155–207.

25. Губернаторов В. В. Влияние двойников на текстуру прокатки и рекристаллизации в монокристаллах Fe-3%Si / B. В. Губернаторов, Б. К. Соколов // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 34, № 6. – С. 1232–1237.

26. Dunn C. G. Cold-rolled and Primary Reerystallization Texture in Cold-rolled Single Crystals of Silicon-iron / C. G. Dunn // Acta Metallurgica. – 1954. – Vol. 2, Iss. 2. – P. 173–183.

27. Furubayashi E. An Origin of the Recrystallized Grains with Preffered Orientations in Cold Rolled Fe-3%Si / E. Furubayashi // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1969. – Vol. 9, Iss. 3. – P. 222–238.

28. Текстура и анизотропия пластического течения низкоуглеродистых сталей для глубокой вытяжки / С. Я. Бецофен, В. И. Славов, В. Н. Мацнев, О. С. Костыкова // Металлы. – 2004. – № 5. – С. 93–99.

Лобанов М. Л. Электротехническая анизотропная сталь. Ч. І. История развития
 / М. Л. Лобанов, Г. М. Русаков, А. А. Редикульцев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 7. – С. 18–25.

 Hirsch J. Textures in industrial aluminum alloys / J. Hirsch // Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloys : proc. from Materials Solutions conf., Indianapolis, 5–8 Nov.
 2001 / ed. by M. Tiryakioglu. – Ohio, 2001. – P. 276–281.

Штремель М. А. Прочность сплавов. Учебник. В 2 ч. Ч. 2. Деформация / М. А.
 Штремель. – Москва : МИСИС, 1997. – 527 с.

32. Yoshitomi Y. Relationship between Primary Recrystallized Structure with Texture and Secondary Recrystallization Kinetics of Fe-3%Si Alloy / Y. Yoshitomi, J. Harase, N. Takahashi // Materials Science Forum. – 1996. – Vol. 204/206, Iss. 1. – P. 635–640.

33. Модель переориентации монокристаллов с ОЦК-решеткой при холодной прокатке / Г. М. Русаков, М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, И. В. Каган // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 3. – С. 34–40.

34. Sachs G. On the derivation of a condition of flowing / G. Sachs // Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure. – 1928. – Vol. 72, Iss. 1. – P. 734–736.

35. Reid C. N. Deformation Geometry for Materials Scientists / C. N. Reid. – Oxford : Pergamon Press, 1973. – 211 p.

36. Taylor G. I. Plastic strain in metals / G. I. Taylor // Journal of the Institute of Metals.
- 1938. – Vol. 62. – P. 307–324.

37. Bishop J. F. W. A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses / J. F. W. Bishop, R. Hill // Philosophical Magazine. – 1951. – Vol. 42, Iss. 327. – P. 414–427.

38. Honneff H. ICOTOM 6 : proc. 6th Intern. conf. on Textures of Materials / H. Honneff, H. Mecking // The Iron and Steel Institute of Japan. – 1981. – Vol. 1. – P. 347–355.

39. Hirsch J. Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals – II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories / J. Hirsch, K. Lücke // Acta Metallurgica. – 1988. – Vol. 36, Iss. 11. – P. 2883–2904.

40. Molinari A. A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity / A. Molinari, G. R. Canova, S. Ahzi // Acta Metallurgica. – 1987. – Vol. 35, Iss. 12. – P. 2983–2994.

41. Houtte van P. Quantitative Prediction of Cold Rolling Textures in Low-Carbon Steel by Means of the Lamel Model / P. van Houtte, L. Delannay, I. Samajdar // Texture, Stress, and Microstructure. – 1999. – Vol. 31, Iss. 3. – P. 109–149.

42. Kalidindi S. R. Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of FCC metals / S. R. Kalidindi, C. A. Bronkhorst, L. Anand // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1992. – Vol. 40, Iss. 3. – P. 537–569.

43. Hirsch J. Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline fcc metals – III. The influence of slip inhomogeneities and twinning / J. Hirsch, K. Lücke, M. Hatherly // Acta Metallurgica. – 1988. – Vol. 36, Iss. 11. – P. 2905–2927.

44. Hutchinson W. B. Development and control of annealing textures in low-carbon steels / W. B. Hutchinson // International metals reviews. – 1984. – Vol. 29, Iss. 1. – P. 25–42.

45. Raabe D. Rolling textures of niobium and molybdenum / D. Raabe, K. Lucke // Zeitschrift Fur Metallkunde. –1994. –Vol. 85. – P. 302–306.

46. Holscher M. Rolling and recrystallization textures of bcc steels / M. Holscher, D.
Raabe, K. Lucke // Steel Research International. – 1991. – Vol. 62, Iss. 12. – P. 567–575.

47. Вишняков Я. Д. Влияние температуры прокатки на текстуру деформации никель-кобальтовых сплавов / Я. Д. Вишняков, В. Н. Барсуков // Пластическая деформация металлов и сплавов : сб. ст. – Москва : Металлургия, 1970. – С. 229–233.

48. Smallman R. E. The dependence of rolling texture on stacking fault energy / R. E.
Smallman, D. Green // Acta Metallurgica. – 1964. – Vol. 12, Iss. 2. – P. 145–154.

49. Бородкина М. М. Исследование текстуры и анизотропии магнитострикции сплавов Fe-Al b Fe-Cr / М. М. Бородкина, З. И. Булычева, Я. П. Селисский // Труды Центрального научно-исследовательского института черной металлургии. – Москва : Металлургиздат, 1960. – Вып. 23. – С. 183–193.

50. Hu H. Effect of manganese on the annealing texture and strain ratio of low-carbon steels / H. Hu, S. R. Goodman // Metallurgical Transactions. – 1970. – Vol. 1, Iss. 11. – P. 3057–3064.

51. Адамеску Р. Л. Некоторые особенности текстурообразования при холодной прокатке кремнистого железа с высокими степенями деформации (краткое сообщение) / Р. Л. Адамеску, И. П. Кудрявцев // Физика металлов и металловедение. – 1965. – Т. 19, № 2. – С. 314–316.

52. Dillamore I. L. Preferred Orientation in Wrought and Annealed metals / I. L. Dillamore, W. T. Roberts // Metallurgical Reviews. – 1965. – Vol. 10, Iss. 1. – P. 271–380.

53. Benum S. Rolling and annealing texture in twin roll cast commercial purity aluminium / S. Benum, O. Engler, E. Nes // Materials Science Forum. –1994. – Vol. 157/162. – P. 913–918.

54. Bowen A. W. Texture development in high strength aluminium alloys / A. W. Bowen // Materials Science and Technology. – 1990. – Vol. 6, Iss. 11. – P. 1058–1071.

55. Lee C. S. A theory of deformation banding in cold rolling / C. S. Lee, R. E. Smallman,
B. J. Duggan // Acta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 41, Iss. 8. – P. 2265–2270.

56. Bate P. Deformation banding and texture in hot rolled Al–1 0Mn–1 ·2Mg alloy / P. Bate, A. Oscarsson // Materials science and technology. – 1990. – Vol. 6, Iss. 6. – P. 520–527.

57. Счастливцев В. М. Физические основы металловедения / В. М. Счастливцев, В.
И. Зельдович ; Урал. отд-ние Рос. акад. наук, Ин-т физики металлов. – Екатеринбург : УМЦ
УПИ, 2015. – 224 с.

58. Barrett C. S. Structure of Metals: Crystallographic Methods, Principles and Data / C.
S. Barrett, T. B. Massalski. – 3rd ed. – Oxford : Pergamon Press, 1980. – 654 p.

Virnich K. H. Institut f
ür Allgemeine Metallkunde und Metallphysik, RWTH Aachen
 W.-Germany / K. H. Virnich, K. L
ücke // Textures of Materials : proc. of the Fifth Intern. conf.,
 Aachen, 28–31 Mar. 1978 / Ed. G. Gottstein, K. L
ücke. – Berlin : Springer, 1978. – Vol. 1. – P.
 397. – ISBN 978-3-540-09220-9.

Рекристаллизация металлических материалов / Ф. Хесснер, Х. П. Штюве, Р. Д.
 Доэрти [и др.]; под ред. Ф. Хесснера. – Москва : Металлургия, 1982. – 352 с.

61. Engler O. An EBSD local texture study on the nucleation of recrystallization at shear bands in the alloy Al-3% Mg / O. Engler // Scripta materialia. – 2001. – Vol. 44, Iss. 2. – P. 229–236.

62. Emren F. Investigation of the development of the recrystallization textures in deep drawing steels by ODF analysis / F. Emren, U. von Schlippenbach, K. Lücke // Acta Metallurgica.
– 1986. – Vol. 34, Iss. 11. – P. 2105–2117.

63. Hutchinson W. B. Thermo-mechanical processing in theory, modelling and practice
/ W. B. Hutchinson, L. Ryde // Thermomechanical Processing: in Theory, Modelling and Practice
: proc. Intern. conf., Stockholm, 4–6 Sept. 1996. – Stockholm, 1997. – P. 145–161.

64. Арабей А. Б. Развитие технических требований к металлу труб магистральных газопроводов / А. Б. Арабей // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 7. – С. 3–10.

65. Особенности структуры и свойств опытных партий труб категории прочности К65 (Х80), изготовленных для комплексных испытаний / И. Ю. Пышминцев, В. И. Столяров, А. М. Гервасьев [и др.] // Наука и техника в газовой промышленности. – 2009. – № 1. – С. 56–61.

66. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si / Γ. М. Русаков, М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, А. С. Беляевских // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 8. – С. 827–838.

67. Большеугловые границы, возникающие при фазовых превращениях / Е. В. Нестерова, А. С. Рубцов, В. Р. Рыбин, Н. Ю. Золоторевский // Поверхность: физика, химия, механика. – 1982. – № 5. – С. 30–35.

Adachi Y. The formation of ultrafine ferrite through static transformation in low carbon steels / Y. Adachi, M. Wakita, H. Beladi, P. D. Hodgson // Acta Materialia. – 2007. V. 55. – P. 4925–4934.

69. Microstructure, texture, property relationship in thermo-mechanically processed ultra-low carbon micro alloyed steel for pipe line application / R. Shukla, S. K. Ghosh, D. Chakrabarti, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2013. – Vol. 587, Iss. 10. – P. 201–208.

70. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel / W. Gong, Y. Tomota, A. M. Paradowska [et al.] // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, Iss. 11. – P. 4142–4154.

71. Martensitic transformation in Eurofer-97 and ODS-Eurofer steels: A comparative study / K. D. Zilnyk, V. B. Oliveira, H. R. Z. Sandim [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2015. – Vol. 462. – P. 360–367.

72. Некоторые структурные особенности закаленных монокристаллов конструкционной стали, выращенных из расплава / В. М. Счастливцев, Д. П. Родионов, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 1970. – Т. 30, № 6. – С. 1238–1244.

73. Структура пакетного мартенсита в конструкционных сталях / В. М. Счастливцев, Л. Б. Блиндт, Л. П. Родионов, И. Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 66, – № 4. – С. 759–769.

74. Андреев Ю. Г. Границы и субграницы в пакетном мартенсите / Ю. Г. Андреев,
Е. И. Заркова, М. А. Штремель // Физика металлов и металловедение. – 1990. – № 3. – С.
161–167.

75. Штремель М. А. Строение и прочность пакетного мартенсита / М. А. Штремель, Ю. Г. Андреев, Д. А. Козлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – № 4. – С. 10–15.

76. Особенности структуры и кристаллографии реечного мартенсита конструкционных сталей / В. М. Счастливцев, Д. П. Родионов, Ю. В. Хлебникова, И. Л. Яковлева // Металлы. – 2001. – № 5. – С. 32–41.

77. Ray R. K. Transformation textures in steels. International Materials Reviews / R. K. Ray, J. J. Jonas // International Materials Reviews. – 1990. – Vol. 35, Iss. 1. – P. 35.

78. Hutchinson B. Transformation Textures in Steels / W. B. Hutchinson, L. Ryde, P. S.
Bate // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 495/497. – P. 1141–1150.

79. Influences of crystal-lography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel / Xiaolong Yang, Yunbo Xu, Xiaodong Tan, Di Wu // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2014. – Vol. 607, Iss. 23. – P. 53–62.

80. Ehab El–Danaf. Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel / Ehab El – Danaf, M. Baig // Materials and design. – 2013. – Vol. 47. – P. 529–538.

81. Pereloma E. V. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels / E. V. Pereloma, F. Al-Harbi, A. A. Gazder // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – V. 615. – P. 96–110.

82. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн ;
пер. с англ. К. Н. Золотовой [и др.] ; под ред. В. П. Зломанова. – Москва : БИНОМ.
Лаборатория знаний, 2011. – 400 с.

Крабский М. Б. Структура границ зерен в металлах : учеб. пособие : пер. с пол.
 М. Б. Грабский. – Москва : Металлургия, 1972. – 160 с.

84. Гетерогенность структуры при прокатке и отжиге алюминиевых сплавов / С.
Я. Бецофен, О. Е. Осинцев, Ц. Фэн, С. А. Масюков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 9. – С. 14–19.

85. Maurice C. Hot rolling textures of fcc metals. Pt. 1. Experimental results on Al single and polycrystals / C. Maurice, J. H. Driver // Acta Materialia. – 1997. – Vol. 45, Iss. 11. – P. 4627–4638.

86. Engler O. Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications – a review / O. Engler, J. Hirsch // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2002. – Vol. 336, Iss. 1. – P. 249–262.

87. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г. М. Русаков, А. М. Илларионов, Ю. Н. Логинов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 12. – С. 15–28.

88. Hirsch J. Texture evolution during rolling of aluminium alloys / J. Hirsch // Light Metals-Warrendale-Proceedings : TMS. – 2008. – Vol. 2008. – P. 1071–1078.

89. Hirsch J. Textures in Industrial Processes and Products / J. Hirsch // Materials Science Forum. – 2012. – V. 702–703. – P. 18–25.

90. Лобанов М. Л. Электротехническая анизотропная сталь. Ч. II. Современное состояние / М. Л. Лобанов, Г. М. Русаков, А. А. Редикульцев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2011. – № 8. – С. 3–7.

91. Мацуо М. Изменение текстуры по толщине в горячекатаном подкате анизотропной электротехнической стали / М. Мацуо, Е Синдо, Ф. Мацумото // Тэцу То Хагане. – 1981. – Т. 67. – С. 1202–1204.

92. Фурубаяси Э. Поверхностная текстура холоднокатаного и рекристаллизованного монокристалла кремнистого железа / Э. Фурубаяси, Т. Кикути // Тэцу То Хагане. – 1977. – Т. 63. – С. 460–468.

93. Гольдштейн В. Я. Структурообразование при горячей прокатке сплава Fe-3%Si / В. Я. Гольдштейн, С. В. Пащенко, С. Н. Гражданкин [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 50, № 6. – С. 1213–1217.

94. Формирование текстуры при горячей прокатке сплава Fe-3%Si / C. В. Пащенко [и др.] // Прецизионные сплавы в электротехнике и приборостроении : темат. отраслевой сб. / М-во чер. металлургии СССР ; редкол.: Б. В. Молотилов (отв. ред.) [и др.]. – Москва : Металлургия, 1984. – С. 46–50.

95. Shimizu Y. Formation of the Goss Orientation Near the Surface of 3 Pct Silicon Steel During Hot Rolling / Y. Shimizu, Y. Ito, Y. Iida // Metallurgical transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science. – 1986. – Vol. 17, Iss. 8. – P. 1323–1334.

96. Лобанов М. Л. Формирование текстуры в электротехнической анизотропной стали. / М. Л. Лобанов, А. И. Гомзиков // Фазовые и структурные превращения в сталях. Сборник научных статей.– Магнитогорск : Магнитогорский дом печати, 2006. – Т. 1, вып. 4. – С. 117–153. – ISBN 5-7114-0283-8.

97. Растворимость и проницаемость серы в альфа-железе высокой степени чистоты / Д. С. Каменецкая, Е. Ф. Петрова, Л. А. Шварцман, В. И. Ширяев // Доклады Академии наук СССР. – 1987. – Т. 293, № 4. – С. 895–898.

98. Effects of rolling procedures on the development of annealing textures in molybdenum sheets / T. Fujii, R. Watanabe, Y. Hiraoka, M. Okada // Journal of the Less-Common Metals. – 1984. – Vol. 97. – P. 163–171.

99. Raabe D. Rolling textures of niobium 4 molybdenum / D. Raabe, K. Lucke // Zeitschrift Fur Metallkunde. – 1994. – Vol. 85, Iss. 5. – P. 304–306.

100. Liu Y. S. Simulation of deformation textures in cold-rolled molybdenum sheets by the Taylor-Bishop-Hill theory / Y. S. Liu, P. Van Houtte // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2001. – Vol. 19, Iss. 3. – P. 209–216.

101. Liu Y. S. Application of the Lamel model for simulating cold rolling texture in molybdenum sheet / Y. S. Liu, L. Delannay, P. Van Houtte // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 1849–1856.

102. Plastic anisotropy of straight and cross rolled molybdenum sheets / C.-G. Oertel, I.
Huensche, W. Skrotzki [et al.] // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials:
Properties, Microstructure and Processing. – 2008. – Vol. 483/484. – P. 79–83.

103. Influence of cross rolling and heat treatment on texture and forming properties of molybdenum sheets / C.-G. Oertel, I. Hünsche, W. Skrotzki [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2010. – Vol. 28. – P. 722–727.

104. Influence of the heating rate on the recrystallization behavior of molybdenum / S. Primig, H. Leitner, W. Knabl [et al.] // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2012. – Vol. 535. – P. 316–324.

105. Orientation dependence of the dislocation microstructure in compressed bodycentered cubic molybdenum / S. Wang, M. P. Wang, C. Chen [et al.] // Materials characterization. - 2014. - Vol. 91. - P. 10-18.

106. Primig S. Orientation dependent recovery and recrystallization behavior of hot-rolled molybdenum / S. Primig, H. Clemens, W. Knabl // International Journal of Metals and Hard Materials. – 2015. – Vol. 48. – P. 179-186.

107. Текстурное торможение рекристаллизации в титановом сплаве ТС6 / С. Л. Демаков, Ф. В. Водолазский, В. Ф. Водолазский, А. А. Попов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 10. – С. 32–38.

108. Shimizu R. Prediction of secondary recrystallization in Fe-3%Si by threedimensional texture analysis / R. Shimizu, J. Harase, D. J. Dingley // Acta Mater. – 1990. – Vol. 38, Iss. 6. – P. 973–978.

109. Kumano T. The Relationship between primary and secondary recrystallization texture of grain oriented silicon steel / T. Kumano, T. Haratani, H. Ushigami // ISIJ International. – 2002. – Vol. 42. – P. 440–449.

110. Вторичная рекристаллизация в сплаве Fe-3%Si с однокомпонентной текстурой (110)[001] / А. А. Редикульцев, М. Л. Лобанов, Γ. М. Русаков, Л. В. Лобанова // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 4. – С. 39–46.

111. Hirsch J. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications / J. Hirsch, T. Al-Samman // Acta Mater. – 2013. – Vol. 61, Iss. 3. – P. 818–843.

112. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry / W. S. Miller,
L. Zhuang, J. Bottema [et al.] // Materials Science and Engineering. A, Structural Materials:
Properties, Microstructure and Processing. – 2000. – Vol. 280, Iss. 1. – P. 37–49.

113. Effect of microstructure and texture on forming behaviour of AA-6061 aluminium alloy sheet / V. K. Barnwal, R. Raghavan, A. Tewari [et al.] // Materials Science and Engineering.
A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2017. – Vol. 679. – P. 56–65.

114. Текстура и анизотропия механических свойств титановых и алюминиевых сплавов / С. Я. Бецофен, В. Н. Мацнев, О. С. Костыкова [и др.] // Авиационная промышленность. – 2004. – № 4. – С. 31–35.

115. Швечков Е. И. Анизотропия механических свойств и характеристик трещиностойкости листов из алюминиевых сплавов / Е. И. Швечков // Технология легких сплавов. – 2015. – № 3. – С. 72–84.

116. Буркин С. П. Сопротивление деформации сплавов Al и Mg : справ. пособие / С.
П. Буркин, Н. А. Бабайлов, Б. В. Овсянников. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2010. –
344 с. – ISBN 978-5-321-01755-5.

117. Формирование текстуры деформации при горячей прокатке алюминиевых листов в многоклетьевых непрерывных станах / Е. В. Арышенский, Э. Д. Беглов, А. Ф. Гречникова [и др.] // Технология легких сплавов. – 2015. – № 4. – С. 45–52.

118. Гервасьев А. М. Влияние микроструктуры и текстуры на трещиностойкость высокопрочных сталей для магистральных газопроводов нового поколения : 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» : дис. ... канд. техн. наук / А. М. Гервасьев ; Урал. федер. ун-т им. первого Президента России. – Екатеринбург, 2011. – 127 с.

119. Study of Texture Development and Anisotropy of Mechanical Properties of API-X80 Line Pipe Steel for Spiral-Welded Pipe / J. H. Bae, S.-H. Choi, K. S. Kim, K. B. Kang : Intern. conf. on Textures of Materials : Proc. of the 14th Intern. conf., Leuven, Belgium, Jul. 2005 // Materials Science Forum. – 2005. – T. 495/497. – P. 531–536.

120. Inagaki H. Influence of Crystallographic Tex-ture on the Strength and Toughness of the Control Rolled High Tensile Strength Steel / H. Inagaki, K. Kurihara, I. Kozasu // Transactions ISIJ. – 1973. – Vol. 61, Iss. 7. – P. 83–103.

121. Baczynski G. J. The Influence of Rolling Practice on Notch Toughness and Texture Development in High-Strength Linepipe / G. J. Baczynski, J. J. Jonas, L. E. Collins // Metallurgical and Material Transactions. A. – 1999. – Vol. 30. – P. 3045–3054.

122. ASM Handbook. Vol. 14A. Metalworking : Bulk Forming / ASM International ; ed. by S. L. Semiatin. – [S. l.] : Materials Park, 2005. – 888 p. – ISBN 978-0-87170-708-6. – DOIhttps://doi.org/10.31399/asm.hb.v14a.9781627081856.

123. Методы исследования текстур в материалах : учеб. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардонина, Г. М. Русаков ; науч. ред. А. А. Попов ; Ин-т материаловедения и металлургии Урал. федер. ун-та им. первого Президента России Б. Н. Ельцина. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 113 с. – ISBN 978-5-7996-1107-1.

124. Гервасьева И. В. Закономерности текстурных преобразований и роль мезоструктурных неоднородностей в процессах деформации и рекристаллизации ОЦК и ГЦК металлических материалов : специальность 01.04.07 «Физика конденсированного состояния» : автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук / И. В. Гервасьева. – Екатеринбург, 2003. – 40 с.

125. Григорьев А. К. Технология металлических материалов: учеб. пособие / А. К. Григорьев, Е. Ф. Сильникова. – Ленинград: ЛПИ, 1981. – 74 с.

126. Hölscher M. Relationship Between Rolling Textures And Shear Textures In F.C.C.
And B.C.C. Metals / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // Acta metallurgica et matererialia. – 1994.
– Vol. 42, Iss. 3. – P. 879–886.

127. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткин ; под ред. С. С. Горелика ; Моск. гос. ин-т стали и сплавов

(Технол. ун-т). – 3-е изд., перераб. и доп. – Москва : МИСИС, 2005. – 431 с. – (Металлургия и материаловедение XXI века). – ISBN 5-87623-103-7.

128. Логинов Ю. Н. Исследование скоростного режима прокатки сляба из алюминиевого сплава с использованием МКЭ / Ю. Н. Логинов, М. Ю. Середкина // Технология легких сплавов. – 2015. – № 3. – С. 121–126.

129. Бецофен С. Я. Сплавы систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li: фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств (обзор) / С. Я. Бецофен, В. В. Антипов, М. И. Князев // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 11. – С. 10–26.

130. Influence of texture and grain structure on strain localisation and formability for AlMgSi alloys / K. O. Pedersen, O.-G. Lademo, T. Berstad [et al.] // Journal of materials processing technology. – 2008. – Vol. 200, Iss. 1/3. – P. 77–93.

131. Mishra S. Effect of crystallographic texture on precipitation induced anisotropy in an Aluminium magnesium silicon alloy / S. Mishra, K. Kulkarni, N. P. Gurao // Materials and Design.
 2015. – Vol. 87. – P. 507–519.

132. Bernier N. An alternative to the crystallographic reconstruction of austenite in steels
/ N. Bernier, L. Bracke, L. Malet, S. Godet // Materials Characterization. – 2014. – Vol. 89, Iss. 3,
- P. 23–32.

133. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and colddrawn type 316 stainless steels / N. Nakada, H. Ito, Y. Matsuoka, T. Tsuchiyama [et al.] // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – P. 895–903.

134. Горностырев Ю. Н. Роль границ зерен в гетерогенном зарождении мартенситной фазы. / Ю. Н. Горностырев, М. И. Кацнельсон, А. Р. Кузнецов, А. В. Трефилов // Фазовые и структурные превращения в сталях. Сборник научных статей. – Магнитогорск : Магнитогорский дом печати, 2006. С. 209–219.

135. Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали / М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, Г. М. Русаков, С. В. Данилов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 8. – С. 44–49.