

Министерство образования и науки Украины

Государственное учреждение "Южноукраинский национальный педагогический университет имени К.Д.Ушинского"

На правах рукописи

Иовчев Сергей Иванович

УДК 539.21; 669.176

Формирование текстуры и анизотропия свойств в поликристаллах α -железа

Специальность 01.04.07 – Физика твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель
Брюханов Аркадий Алексеевич
доктор технических наук,
профессор.

Одесса-2014

Содержание

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ И СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА	13
1.1. Влияние условий деформации и отжига на текстуру кубических металлов.....	13
1.1.1. Текстуры прокатки и рекристаллизации поликристаллов с ОЦК решеткой.....	13
1.2.1. Взаимосвязь между текстурами деформации и рекристаллизации ОЦК металлов.....	20
1.2. Механизмы пластической деформации в кубических металлах при разных скоростях нагружения.....	25
1.2.1. Деформация и текстурообразование скольжением	25
1.2.2. Деформация и текстурообразование двойникованием	27
1.3. Выводы.....	29
2. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ ТЕКСТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ КУБИЧЕСКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ.....	32
2.1. Рентгенодифрактометрические методы изучения текстур с построением прямых и обратных полюсных фигур.	34
2.1.1. Безэталонный метод учета фактора дефокусировки при нормировке полюсных фигур в уровнях средней полюсной плотности	37
2.1.2. Изучение текстур методом обратных полюсных фигур.	41
2.2. Определение ориентации кристаллов методом Кикучи-линий.....	44
2.2.1 Анализ преимущественных ориентировок методом дифракции обратноотраженных электронов.....	48
2.3. Определение анизотропии свойств листовых поликристаллов.....	51
2.4. Представление текстур и их связь с анизотропией свойств.....	54
2.4.1. Представление кубических текстур при помощи интегральных характеристик	58
2.5. Выводы.....	63

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ	65
3.1. Материалы для исследований.	65
3.2. Влияние деформации растяжением и сжатием на текстуру и анизотропию упругих свойств листовых поликристаллов α -железа.	68
3.3. Механические свойства листов низкоуглеродистой стали, деформированных знакопеременным изгибом.....	75
3.4. Структура и текстура листов стали St1.03 12 в исходном состоянии.....	82
3.5. Влияние скорости деформации растяжением на микроструктуру и текстурные характеристики листов низкоуглеродистой стали.....	86
3.6. Анизотропия механических свойств листов низкоуглеродистой стали, деформированных растяжением с различной скоростью.....	93
3.7. Влияние скорости деформации растяжением на повреждаемость листов низкоуглеродистой стали ST1.03 12	101
3.8. Текстурная неоднородность и распределение анизотропии свойств толстолистового проката стали 06Г2МТФБР по толщине	105
3.9. Выводы.....	112
4. ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ.....	115
ЛИТЕРАТУРА	118

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Структурные изменения в поликристаллах, протекающие при различного рода внешних воздействий на них, отражаются на их текстуре и соответственно, на анизотропии свойств поликристаллов. Это проявляется, в частности, в процессе пластической деформации листовых поликристаллов при которой происходят интенсивное скольжение, двойникование или диффузионная ползучесть [1]. Изучение текстур деформации позволяет получить информацию о вкладе различных деформационных механизмов на общее формоизменение конструкционных материалов и обусловленную текстурой их анизотропию свойств. Поэтому в методах современной физики твердого тела изучение механизмов пластической деформации на основе анализа текстур рассматривается как самостоятельное направление – "текстурный метод анализа" пластической деформации твердых тел.

Текстурный метод анализа процессов пластической деформации металлов и сплавов имеет определенные преимущества перед другими методами изучения действующих систем механизмов деформации. Он не требует выращивания крупных монокристаллов, что для сплавов представляет собой особо сложную задачу для каждого конкретного случая. Текстурный метод дает возможность получать информацию от массивных поликристаллических образцов и обладает достаточно высокой статистической достоверностью.

С практической точки зрения, текстурное состояние поликристаллических конструкционных материалов имеет важное значение, как главная причина анизотропии свойств полуфабрикатов и изделий [2, 3]. Текстура сопровождает практически все технологические процессы получения и обработки металлов и сплавов. Текстура в одних случаях является вредной (фестонообразование при штамповке и вытяжке), а в других случаях текстура может служить дополнительным резервом улучшения свойств металлопродукции по основным параметрам: весовым, габаритным,

прочностным, пластическим и пр. [3-7]. Поэтому учет «эффекта текстуры» очень важен на всех этапах получения и обработки металлов и сплавов. Необходимо также учитывать возможность изменения текстуры в процессе эксплуатации изделий, которая может осуществляться в широком диапазоне скоростей и видов нагружения.

Наряду с традиционными текстурованными материалами, учет текстуры в которых продолжает оставаться актуальным, разработаны новые технические материалы, практическое использование которых целиком зависит от создания в них определенной кристаллографической текстуры. В ряде случаев возможно также и замена монокристаллических изделий, технология получения которых трудно реализуема, на изделия, имеющие острую кристаллографическую текстуру.

Создание в поликристаллах определенного типа текстуры определяется надежностью теоретических механизмов формирования текстуры в материале при различных видах деформации. Проблеме изучения закономерностей текстурных преобразований при деформационно-термических воздействиях посвящено большое количество исследований на поли- [8-19] и монокристаллических материалах [20-24]. Однако стройная теория текстурообразования не построена. Для ее построения, помимо всего прочего, требуется строгое качественное и количественное описание кристаллографической многокомпонентной текстуры.

Идея интегрального математического описания структурного и ориентационного состояния материала была предложена в начале 90-х гг. [25]. В это же время появляется новая аппаратура, позволяющая с помощью компьютерной системы управления и анализа изображений получать «ориентационное изображение» структуры в сканирующем или трансмиссионном микроскопе [26, 27], а также другими, например, рентгеновскими методами [28] и методами, использующими синхротронное излучение [29]. Это создало предпосылки для получения принципиально новых данных о текстуре и структуре материала. Прогресс в области разработанных

методов исследования сделал возможным изучение роли деформационных неоднородностей в процессах текстуробразования.

В последнее время существенный интерес исследователи проявили к структурным неоднородностям, образующимся при деформации [30-36].

Деформационные структурные неоднородности отражают процессы структурных изменений на мезоуровне. Механизм образования мезоструктурных неоднородностей изучен недостаточно, предлагаются только гипотезы и модели [37, 39]. Исследования в этом направлении должны существенно расширить возможности теории текстуробразования при моделировании текстур сжатия, растяжения, прокатки и пр.

Следует также учитывать, что в настоящее время наблюдается рост стоимости энергоресурсов, сырья для металлургической промышленности, легирующих элементов. Поэтому процесс создание новых сплавов становится все более затратным и разработка технологий эффективной обработки уже имеющихся металлов и сплавов с целью повышения качества металлопродукции и снижения энергопотребления становится все более актуальной [33, 40]. Такие технологии базируются на принципах целенаправленного создания и изменения оптимальной структуры металлопродукции, обеспечивающей высокий комплекс свойств полуфабрикатов и готовых изделий [41-43]. Одним из главных способов воздействия на структуру поликристаллических тел является пластическая деформация, которая в той или иной мере сопровождает подавляющее большинство технологических процессов. По этой причине исследования проблем пластической деформации металлов представляются актуальными [44-55].

Целью данной работы явилось: установить связь между характеристиками текстуры листовых ОЦК поликристаллов низкоуглеродистых сталей, деформированных знакопеременным изгибом, растяжением с различными скоростями, прокаткой с анизотропией их свойств.

Связь с научными программами. Диссертационная работа является частью экспериментальных и теоретических исследований процессов формирования текстур и анизотропии свойств по общей теме «Исследование влияния напряженно-деформированного состояния на текстурообразование и анизотропию свойств твердого тела», Государственный регистрационный №01090000216, проводимых на кафедре физики института физики и математики Южноукраинского национального педагогического университета имени К.Д.Ушинского.

Объектом исследований является текстурное состояние, микроструктура, и анизотропия свойств упругих и механических свойств деформированных листовых поликристаллов низкоуглеродистой стали St1.03 12 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S и P) и трубной стали 06Г2МТФБР (0,06%C-1,5%Mn-0,28%Si-0,2%Ti-0,27%Mo-0,66%V-0,05%Nb).

Для достижения поставленной цели в диссертации были решены следующие задачи:

1. Проанализировать методы изучения и представления текстур и анизотропии свойств поликристаллов и обосновать выбор и границы применимости оптимальных из них применительно к изучаемым материалам. Разработать программное обеспечение для расчета характеристик текстуры ОЦК поликристаллов по результатам экспериментальных рентгеновских и электронномикроскопических исследований текстур.

2. Реализуя процессы растяжения и сжатия деформацией знакопеременного изгиба листов стали St1.03 12 изучить текстурные характеристики в зависимости от числа циклов такой деформации. Установить связь между характеристиками текстуры сжатия и растяжения сплава и анизотропией свойств деформированных листовых поликристаллов, найти набор параметров для прогнозирования анизотропии свойств листов стали по текстурным характеристикам и свойствам монокристалла сплава. Определить возможность прогнозирования анизотропии свойств по характеристикам текстуры в тензорном представлении.

3. Изучить влияние скорости деформации растяжением на текстурные характеристики и анизотропию упругих, прочностных и пластических свойств листов низкоуглеродистой стали St1.03 12 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S и P) после рекристаллизационного отжига.

4. Изучить анизотропию характеристик скрытого разрушения листов стали St1.03 12 при различных скоростях деформации растяжением.

5. Изучить неоднородность текстуры, анизотропию упругих и магнитных свойств, остаточных напряжений по толщине листов трубной стали после горячей прокатки и установить их вклад в общую анизотропию свойств листов.

Решение сформулированных задач достигнуто в рамках следующих методов:

- современных представлений о механизмах пластической деформации в металлах и сплавах с кубической структурой;
- экспериментальных методов рентгеновского анализа текстур поликристаллов;
- экспериментального метода анализа текстур поликристаллов на основе дифракции обратноотраженных электронов.
- количественных методов описания текстур кубических поликристаллов;
- методов изучения анизотропии упругих и механических свойств;
- компьютерных методов обработки экспериментальных данных.

Методы исследований. Решение сформулированных задач достигнуто методами рентгеновского и электронномикроскопического анализа текстуры и субструктуры кристаллических тел, металлографического анализа, динамическим и статическим методами измерения упругих свойств, методами механических испытаний поликристаллов, метода основанном на эффекте Баркгаузена, компьютерным моделированием.

Научная новизна работы.

1. Изучена связь текстурных характеристик с анизотропией свойств листов низкоуглеродистой стали при деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба.

2. Методами дифракции обратноотраженных электронов (ДОЭ) установлена закономерность текстурных превращений в плоскости и сечении листов α - железа при скоростях деформации растяжением интервале в (0.0017 - 5) мм/с.

3. Установлена количественная связь между характеристиками текстуры и анизотропией характеристик упругости, прочности и пластичности в листах ОЦК - железа при различных скоростях деформации растяжением до 10%.

4. Получена зависимость изменения анизотропии коэффициента повреждаемости от скорости растяжения в плоскости листов низкоуглеродистой стали

5. Получены характеристики текстурных изменений по сечению толстолистового прокатка трубной стали 06Г2МТФБР (0,06%С-1,5%Mn-0,28%Si-0,2%Ti-0,27%Mo-0,66%V-0,05%Nb) и их связь с изменениями анизотропии свойств по толщине листов.

6. Установлена зависимость энергии пика Баркгаузена в НП в различных слоях неоднородных по толщине листов стали 06Г2МТФБР (0,06%С-1,5%Mn-0,28%Si-0,2%Ti-0,27%Mo-0,66%V-0,05%Nb) с остаточными напряжениями первого рода.

Обоснованность и достоверность научных результатов подтверждается надежностью методов рентгеновского текстурного эксперимента и методов определения анизотропии изучаемых свойств; удовлетворительным совпадением экспериментальных результатов с расчетными; соответствием выводов общепринятым представлениям.

Практическое значение полученных результатов.

1. Определены оптимальные характеристики прочности и пластичности, а также упругих свойств, которые достигаются в листах низкоуглеродистой стали после деформации определенным числом циклов (1-3 цикла) знакопеременного изгиба при комнатной температуре, применительно к правке рулонной стали перед дальнейшей штамповкой деталей сложной формы.

2. Определены скорости деформации низкоуглеродистой стали St1.03 12, обеспечивающие высокий уровень упругих, прочностных и пластических свойств, а также наименьший коэффициент скрытой поврежденности. Для растяжения со скоростями 0.0017 - 5 мм/с определена критическая скорость деформации (1 мм/с), выше которой наблюдается резкое падение прочностных свойств и рост коэффициента поврежденности.

3. Изучена неоднородность упругих, магнитных свойств, текстуры и остаточных напряжений первого рода по глубине для листов трубной стали 06Г2МТФБР. Показана возможность контроля текстурной неоднородности в толстолистовом прокате трубной стали по изменению с глубиной энергии пика Баргаузена.

Апробация результатов диссертации. Основные результаты диссертации докладывались на:

1. Міжнародній конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики, Еврика-2009. Львів, травень 2009, ЛНУ ім. І.Франка.

2. Міжнародній конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики. Еврика-2010. Львів, травень 2010, ЛНУ ім. І.Франка.

3. Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2010. М. 20-22 апреля 2010 г. М.:МИСИС. 2010.

4. Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2010. М. 17-19 апреля 2012 г. М.:МИСИС. 2012.

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в 6 статьях периодических изданий, рекомендованных МОН Украины для публикации материалов диссертаций на соискание ученых степеней по физико-математическим и техническим наукам, и в виде 6 тезисов в сборниках трудов международных конференций:

1. **Іовчев С. І.** Інтегральні характеристики гексагональних текстур / **С. Іовчев**, П. Стоянов, Н. Волчок // Еврика-2009. Львів, травень 2009, ЛНУ ім. І. Франка. – С. А19.

2. Большаков В. И. Текстурные характеристики толстолистого проката / В. И. Большаков, А. А. Брюханов, **С. И. Иовчев**, О. Л. Чепок // Металознавство та термічна обробка металів: зб. наук. праць / ПДАБА – Д., 2009. – № 3 (46). – С. 11–19.

3. **Іовчев С. І** Інтегральні характеристики текстур і анізотропія тензорних властивостей листів низьковуглецевої сталі деформованих згином // **С. Іовчев**, П. Стоянов, О. Тадеуш // Еврика-2010. Львів, травень 2010, ЛНУ ім. І.Франка. – С. А2.

4. Брюханов А. А. Текстурная неоднородность и распределение анизотропии свойств толстолистого проката стали 06Г2МТФБР по толщине / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман, Н.А. Волчок **С. И. Иовчев** [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – №2. – с. 31–35.

5. Брюханов А.А. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру и анизотропию упругих свойств листов низкоуглеродистой стали / А.А. Брюханов, Ю.В. Зильберг, М. Шапер, **С. И. Иовчев** [и др.] // Материаловедение. – 2010. – №10. – С. 28-38.

6. Брюханов А.А. Анизотропия упругих и механических свойств листов сплав АЦ31, деформированных правкой / А.А. Брюханов, Ю.В. Зильберг, М. Шапер, **С. И. Иовчев** [и др.] // Сб. трудов 5 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2010. – М.: МИСиС. – С. 32.

7. Брюханов А.А. Анизотропия упругих свойств листов низкоуглеродистой стали, деформированных знакопеременным изгибом / А.А. Брюханов, Ю.В. Зильберг, М. Шапер, **С. И. Иовчев** [и др.] // Сб. трудов 5 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2010. – М.: МИСиС. – С. 33.

8. **Иовчев С. И.** Интегральні характеристики гексагональних текстур / **С. И. Иовчев**, П.П. Стоянов, Н.А. Волчок // Вісник Львівського нац. ун-ту. Серія фізична. – 2010. – вип 39. – С. 294-299.

9. Брюханов А.А. Текстура и анизотропия свойств листов низкоуглеродистой стали после деформации растяжением с различной скоростью / А.А. Брюханов, Д. Фассман, **С. И. Иовчев** // Материаловедение. – 2012. – №9. – С. 21-25.

10. Брюханов А.А. Изменения текстуры листов низкоуглеродистой стали при различных скоростях испытания растяжением / А.А. Брюханов, Д. Фассман, З.А. Брюханова, **С. И. Иовчев** // Сб. трудов 6 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-2012. – М.: МИСиС. – С. 230.

11. Брюханов А.А. Влияние скорости растяжения на анизотропию механических свойств листов низкоуглеродистой стали ST1.3 12 / А.А. Брюханов, Д. Фассман, М. Шапер, **С. И. Иовчев** // Сб. трудов 6 Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ-2012/ – М.: МИСиС. – С. 225.

12. Брюханов А.А. Свойства и текстура листов из низкоуглеродистой стали, деформированных растяжением с различной скоростью / А. А. Брюханов, Д. Фассманн, М. Шапер, **С. И. Иовчев** // Производство проката. – 2013. – №7. – С. 18-22.

Структура и объем диссертации. Диссертация содержит вступление, три раздела, выводы по каждому разделу и общие выводы по диссертации, список цитированной литературы. Общий объем диссертации составил 134 страницы, 51 рисунок, 8 таблиц, 185 библиографических источников.

Автор выражает благодарность и признательность своему учителю профессору Брюханову Аркадию Алексеевичу, постоянное внимание которого, помощь и ценные советы в решающей степени способствовали успешному выполнению поставленных задач.

1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ И СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1. Влияние условий деформации и отжига на текстуру кубических металлов.

Металлы с ОЦК решеткой, типичным представителями которых является железо и его многочисленные сплавы, всегда были и, по-видимому, останутся основой материального производства. Стали существуют самых разнообразных классов – от прочных, высокопрочных и до сталей со специальными электрическими, магнитными, упругими и прочими свойствами [56].

Технологические циклы производства полуфабрикатов сталей включают в себя ряд операций, в числе которых выплавка, отливка, ковка и прокатка слябов, горячая и холодная прокатка, термообработка, дополнительные холодные прокатки с промежуточными рекристаллизационными, обезуглероживающими, низкотемпературными и высокотемпературными отжигами. Причем каждый из этапов производства конечной продукции вносит свой вклад в процессы формирования и изменения структуры и, соответственно, комплекса физико-механических свойств. Структура, в свою очередь, на каждом из этапов определяется особенностями механизмов деформации, первичной и вторичной рекристаллизации, реализуемых в зависимости от характера и величины деформационных, тепловых, гравитационных, электрических и магнитных полей, воздействующих на поликристалл.

1.1.1. Текстуры прокатки и рекристаллизации поликристаллов с ОЦК решеткой

Текстура, т.е. ориентационное распределение элементов поликристалла, оказывает существенное влияние на анизотропию свойств поликристалла в целом. Для ОЦК металлов влияние процессов деформации, рекристаллизации и

пр. наиболее глубоко изучены для трансформаторных сталей, ввиду сильной зависимости их магнитных характеристик от текстуры. Например, показано, что наличие компоненты ребровой текстуры $\{110\}\langle 001\rangle$ которая образуется в кремнистой стали при вторичной рекристаллизации, резко повышает уровень магнитных свойств. Причем, чем выше степень совершенства этой компоненты, тем выше этот уровень [57-60].

Формирование ребровой текстуры происходит во время роста зерен с ориентировками близкими к этой текстуре $\{110\}\langle 001\rangle$ в мелкозернистой первично рекристаллизованной матрице. Этот факт определяет и требования к структуре стали после первичной рекристаллизации. Она должна быть мелкозернистой и стабильной. Стабилизацию зерен матрицы обеспечивают различными примесями внедрения, типа сурьмы, бора и т.п. [61-64].

Что же касается процессов текстурообразования при различных видах деформации и термической обработки, даже для таких текстурочувствительных материалов, как трансформаторные стали, в литературе нет единого мнения. Закономерности текстурных преобразований на разных этапах производства холоднокатаной анизотропной стали изучены недостаточно. Это связано, прежде всего, с экспериментальными трудностями получения ПФ, что вносит и некоторые неопределенности в их трактовку. В [65, 66] при анализе ПФ $\{110\}$ и $\{200\}$ получены ИО для одного и того же текстурного состояния, в первом случае $\{112\}\langle 861\rangle$ и $\{111\}\{112\}$, и во-втором $\{110\}\langle 001\rangle$ и $\{111\}\langle 110\rangle$.

Даже разработка и внедрение количественных методов описания текстуры при помощи ФРО и создание соответствующей аппаратуры существенно не продвинуло вперед наши представления о текстуре и анизотропии свойств поликристаллов. До сих пор трудно получить прямые доказательства ориентированного зарождения или ориентированного роста при рекристаллизации, нет реального понимания роли растворенных примесей и дисперсных выделений на ориентацию рекристаллизованных зерен, влияния скорости деформации на процессы формирования анизотропии свойств и т.д. [67]. Поэтому исследования для решения таких проблем должны быть

направлены на получение информации по взаимосвязи между эволюцией микроструктуры и образованием локальной и общей текстуры в процессе различных видов деформации с учетом скорости, направления, дробности, величины, температурно-силовых параметров, первичной и вторичной рекристаллизации в связи с атмосферой, скоростью нагрева и температурой отжига, химическими составами покрытий и т.д.

В этом направлении в последние годы достигнуты определенные успехи. Так в литературе появились данные о результатах количественных исследований текстуры ОЦК металлов на разных этапах технологического цикла производства листов. Текстура поверхностных слоев горячекатаной полосы характеризуется ориентациями, близкими к $\{110\}\langle 110\rangle - \langle 112\rangle$. Центральные слои имеют текстуру, содержащую компоненты $\{001\} - \{112\}$, оси $\langle 110\rangle$ которых отклонены от НП до 20° и более [68]. Зерна вторичной рекристаллизации образуются преимущественно в приповерхностных слоях полосы [69-70].

Текстуры прокатки и рекристаллизации стали с 3% кремния наиболее полно были изучены в работах Гервасьевой [67]. Было показано, что их характеристики представляют собой непрерывный ряд ориентировок, в котором всегда можно выделить аксиальные компоненты.

Прокатка до средних степеней деформации формирует двойную ограниченно аксиальную текстуру с осью волокна $\langle 110\rangle$, параллельной НП и осью волокна $\langle 111\rangle$, параллельной НН. В пределах аксиальной текстуры $\{111\}$ ориентационная плотность ограниченных компонент изменяется от максимальной плотности для компоненты $\{111\}\langle 110\rangle$ до минимальной плотности для $\{111\}\langle 112\rangle$. Ограниченность аксиальной текстуры $\langle 110\rangle$ заключается в малой плотности ориентировок типа $\{221\}\langle 110\rangle$, $\{331\}\langle 110\rangle$ и $\{110\}\langle 110\rangle$. имеет большое рассеяние вокруг НП. С увеличением степени обжатия до высоких (90%) аксиальная текстура $\{111\}$ становится строго ограниченной, локализуясь в компоненту $\{111\}\langle 110\rangle$, имеющую повышенную ориентационную плотность. Вторая аксиальная текстура совершенствуется,

ориентационная плотность компонент, отклонение от НП становится существенно меньше. Прокатка до 96% вызывает увеличение рассеяния текстуры, в связи с чем ориентационная плотность $\langle 110 \rangle$ несколько снижается.

Появляется новая компонента $\{100\}\langle 120 \rangle$, которая имеет такую же ориентационную плотность, что и $\{111\}\langle 110 \rangle$. Следует отметить, что ребровая ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ в текстуре деформации после однократной прокатки не разрешается. Это означает, что ее количество меньше, чем в бестекстурном образце. Текстура первичной рекристаллизации существенно различается в зависимости от степени деформации после однократной прокатки. После средней деформации образуется рассеянная аксиальная текстура $\{111\}$ с почти постоянным распределением ориентационной плотности между ограниченными ориентировками. Увеличение степени обжатия до 90% приводит к значительному повышению ориентационной плотности компоненты $\{111\}\langle 112 \rangle$. Среди других компонент повышенную плотность имеет ряд ориентировок, включающих плоскости $\{100 - 113 - 112\}$. Эти компоненты можно представить составляющими аксиально-ограниченной текстуры, ось которой отклонена от $\langle 110 \rangle$ на $12\text{--}20^\circ$. Интересно отметить появление компоненты $\{441\}\langle 124 \rangle$ вблизи $\{110\}\langle 001 \rangle$. С увеличением степени деформации до 96% текстура первичной рекристаллизации содержит большое количество компонент, из которых самые сильные $\{113\}\langle 251 \rangle$, $\{223\}\langle 252 \rangle$, $\{553\}\langle 117 \rangle$, $\{223\}\langle 122 \rangle$, $\{223\}\langle 110 \rangle$. Характерной особенностью текстуры является возникновение ориентировок $\{110\}$, в которых направление $\langle 100 \rangle$ отличается от НП: $\{110\}\langle 332 \rangle$; $\{110\}\langle 223 \rangle$; $\{110\}\langle 114 \rangle$.

При второй холодной прокатке на 20% в текстуре деформации исходная аксиальность текстуры $\{111\}$ сохраняется, однако имеет место существенное усиление ограниченных компонент $\{554\}\langle 225 \rangle$ и $\{334\}\langle 558 \rangle$. Усиливается компонента $\{100\}\langle 110 \rangle$. Увеличение степени деформации до 50% приводит к усилению компоненты $\{100\}\langle 110 \rangle$. Начинает получать развитие аксиально-ограниченная текстура $\langle 110 \rangle$. Максимальную ориентационную плотность имеет компонента $\{223\}\langle 472 \rangle$. При степени деформации 70% в пределах

аксиальной текстуры $\{111\}$ становится более явно выраженной ограниченная ориентировка $\{111\}\langle 112\rangle$. Появляются компоненты $\{110\}\langle 001\rangle$ и $\{110\}\langle 011\rangle$.

Текстура первичной рекристаллизации, образующаяся после деформации 20%, очень рассеяна. Самой сильной компонентой является $\{112\}\langle 110\rangle$. Достаточно ярко выражена компонента $\{332\}\langle 237\rangle$. Ориентации $\{100\}\langle 230\rangle$ и $\{110\}\langle 001\rangle$ представлены очень слабо. Увеличение степени деформации до 50% приводит к получению в текстуре рекристаллизации аксиальной текстуры $\{111\}$, в которой некоторое преимущество имеет ограниченная компонента $\{111\}\langle 011\rangle$. Равную ориентационную плотность имеют компоненты $\{223\}$, $\{112\}$ и $\{113\}$, НП в которых отклонено от $\langle 110\rangle$ на 15, 10 и 0° соответственно. Присутствует заметная ребровая компонента, которая имеет преимущественное рассеяние вокруг НН. Первичная рекристаллизация после 70% деформации приводит к более острой аксиальной текстуре $\{111\}$ с очень небольшим преимуществом $\{111\}\langle 110\rangle$. Повышенной ориентационной плотностью обладают компоненты $\{113\}\langle 110\pm 10^\circ\rangle$ и $\{112\}\langle 110\pm 20^\circ\rangle$.

В [8] приводятся семь идеальных ориентировок, составляющих текстуру прокатки ОЦК-металлов: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 111\rangle$. В других работах по исследованию текстуры деформации кремнистого железа приводится значительно меньше ориентировок: $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{211\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, совершенство которых растет с увеличением степени деформации [71-73]. В работе [71] замечено появление при малых обжатиях ориентировки $\{112\}\langle 351\rangle$. Авторы [8] на основании анализа большого количества экспериментальных данных делают вывод о том, что самое сильное влияние на текстуру оказывает промежуточный отжиг. Так, двукратная прокатка повышает склонность к волокнистой текстуре, параллельной НН, для однократной прокатки преобладающим является аксиальность вокруг НП.

Результаты, полученные [67], позволяют считать аксиально-ограниченную текстуру с осью волокна $\langle 110\rangle$, параллельной НП, стабильной текстурой деформации в сплаве Fe-3%Si. Эволюция развития этой текстуры

показывает преимущественность образования компонент с плоскостями $\{100\}$ - $\{112\}$. С повышением степени деформации происходит перераспределение составляющих в пределах этой аксиально-ограниченной компоненты. Сначала усиленно развивается ориентировка $\{100\}$, затем $\{113\}$ начинает обгонять ее по темпу развития, тогда как относительное количество ориентировок $\{112\}$ и $\{111\}$ уменьшается.

Исходная текстура может оказывать существенное влияние на эволюцию текстуры при деформации. Так, если в исходной текстуре имелись достаточно сильные компоненты $\{111\}$, то с увеличением степени деформации они будут вносить большой вклад в текстуру прокатки. В области малых деформаций максимальную ориентационную плотность имеют компоненты $\{111\}\langle 112\rangle$. При переходе к средним деформациям ($\sim 50\%$) начинает усиленно развиваться компонента $\{111\}\langle 110\rangle$. При высоких степенях деформации (90% и более) имеет место образование новой компоненты $\{100\}\langle 130\rangle$. Компонента $\{100\}\langle 130\rangle$ не отвечает условиям стабильности. Остается предположить, что ее появление связано с аномалиями типа атермического разупрочнения, описанными в работе [10]. Как указано в этой работе, эти аномалии сопровождаются изменениями текстуры и снижением интенсивности основных компонент.

С увеличением степени деформации от 90 до 96% в текстуре первичной рекристаллизации наблюдается увеличение угла отклонения основной ориентировки от $\{111\}$. Так, если при 90% угол отклонения в сторону образования ориентировок $\{223\}$ и $\{332\}$ не превышает 3° , то при 92% он уже становится равным 6° (получаются основные компоненты $\{443\}\langle 225\rangle$ и $\{334\}\langle 373\rangle$, а при 96% угол составляет $12-14^\circ$ (компоненты $\{553\}\langle 227\rangle$ и $\{223\}\langle 252\rangle$). При деформации 92% наблюдается значительное увеличение ориентационной плотности компоненты $\{113\}\langle 251\rangle$, которая при 96% становится самой сильной.

Характер текстуры рекристаллизации зависит от скорости нагрева образцов до температуры первичной рекристаллизации. Медленный нагрев со

скоростью 0,7 °/мин до температуры рекристаллизационного отжига приводит к несколько отличающимся текстурам по сравнению с быстрым нагревом. Особенно ярко эти отличия проявляются при больших степенях деформации. Так, после деформации 96% медленный нагрев изменяет тип текстуры рекристаллизации. Самой сильной компонентой, также как и при меньших деформациях становится $\{111\}\langle 112\rangle$, отклоненная от идеального положения на $\pm 3^\circ$. Повышенную ориентационную плотность имеет $\{113\}\langle 110\rangle \pm 20^\circ$. При медленном нагреве после больших степеней деформации появляются новые компоненты. Этот набор ориентировок соответствует кристаллографической плоскости $\{225\}$ со значительным рассеянием. В текстуре рекристаллизации можно различить компоненты, имеющие ориентировку вблизи $\{100\}\langle 001\rangle$, а вместо $\{100\}\langle 011\rangle \pm 13^\circ$, характерную для рекристаллизационной текстуры после быстрого нагрева, после медленного нагрева образуется $\{100\}\langle 011\rangle$. В целом, после медленного нагрева и при 90 и при 96% основные текстурные компоненты имеют большее рассеяние, чем после быстрого нагрева. При двукратной прокатке со степенями обжатия 20 и 50% медленный нагрев приводит к ослаблению ориентировок $\{112-113\}\langle 110\rangle$. При 20% также как и после однократной прокатки и рекристаллизации отмечается появление зерен с такой же ориентировкой.

Кубическая деформационная ориентировка $\{100\}\langle 011\rangle$ как после однократной, так и после двукратной прокатки при отжиге с медленным нагревом не отклоняется по направлению. Однако интенсивность ее по сравнению с вариантом, включающим быстрый нагрев, уменьшается. Исключение составляет вариант двукратной прокатки с $\varepsilon=20\%$.

Таким образом, текстура первичной рекристаллизации определяется как степенью деформации при прокатке, так и скоростью нагрева до температуры отжига.

Очень сильно сказывается на компонентный состав текстуры рекристаллизации изменение схемы деформации. При изменении направления прокатки на 30° (угловая прокатка) после каждого прохода образуется текстура

рекристаллизации отличная от таковой если ее образованию предшествовала деформация прямой прокаткой до той же конечной степени деформации. Наблюдается более узкое рассеяние ориентировок вдоль аксиальной компоненты $\{111\}$ после угловой прокатки, а также сильные ограниченные компоненты в области аксиальной текстуры $\langle 110 \rangle$. Очень высокую ориентационную плотность и значительное рассеяние вокруг НН имеет компонента $\{113\}\langle 110 \rangle$. Большая разница наблюдается в количестве кубических ориентировок: после угловой прокатки их значительно меньше.

Двухэтапная холодная прокатка (первый этап 70% и второй – 50%) приводит к образованию рассеянных аксиальных компонент $\langle 110 \rangle$ и компонент $\{111\}$, среди которых преобладает ограниченная составляющая $\{111\}\langle 112 \rangle$. После однократной прокатки до 90% получается только одна ярко выраженная компонента $\langle 110 \rangle$. Другой особенностью текстуры однократной прокатки является высокая интенсивность компоненты $\{100\}\langle 011 \rangle$, хотя в текстуре после двукратной прокатки ее интенсивность невысока.

Текстуры первичной рекристаллизации также отличны для текстур прокаток.

В случае однократной прокатки наиболее сильной компонентой является $\{111\}\langle 112 \rangle$, а после двукратной прокатки в текстуре рекристаллизации представлена аксиальная составляющая $\{111\}$ с незначительным преобладанием ограниченной компоненты $\{111\}\langle 110 \rangle$. Другие различия заключаются в различной интенсивности компоненты $\{100\}\langle 011 \rangle \pm \alpha^\circ$ и разном смещении от $\langle 011 \rangle$ скелетной линии непрерывного ориентационного ряда (для однократной прокатки на углы $13-30^\circ$, а для двукратной – на $0-15^\circ$).

1.2.1. Взаимосвязь между текстурами деформации и рекристаллизации ОЦК металлов

Связь между текстурой деформации и текстурой первичной рекристаллизации в настоящее время достаточно не определена

Часто считают, что текстура первичной рекристаллизации в основном повторяет текстуру деформации со значительным увеличением рассеяния основных компонент [18,72,73]. Отдельные авторы указывают на количественные перераспределения некоторых компонент [71].

При больших степенях однократной прокатки компоненты текстуры рекристаллизации отклоняются от компонент деформационной текстуры по направлению на углы $13 - 30^\circ$ в пределах одних и тех же кристаллографических плоскостей. На месте аксиально-ограниченной компоненты $\{100-112\}\langle 011\rangle$ образуется компонента $\{100-112\}\langle 011\rangle \pm (15-20^\circ)$. Можно предположить, что рекристаллизованные зерна образуются из слабых компонент в пределах рассеяния основных компонент текстуры деформации. Это подтверждает факт, что в дублете деформационных ориентировок $\{111\}\langle 110\rangle$ при рекристаллизации получают компоненты типа $\{111\}\langle 112\rangle$, отвечающие минимальному содержанию указанной компоненты в деформационной текстуре.

При уменьшении степени деформации, при однократной или при двукратной прокатке, взаимосвязь текстур деформации и рекристаллизации менее четкая. Большая роль при этом принадлежит образованию рекристаллизованных зерен в переходных полосах и других нарушениях гомогенного течения металла [74].

При средних степенях деформации общий характер текстуры рекристаллизации во многом подобен текстуре деформации. Текстура рекристаллизации после больших обжатий (более 80%) качественно отличается от текстуры прокатки. Объяснение текстурных особенностей рекристаллизации после средних и больших степеней деформации определяется изменениями структуры при деформации.

Известно, что при высоких степенях деформации структура становится более однородной на мезоуровне, а также растет склонность к образованию четкой ячеистой структуры. В связи с этим при нагреве в результате полигонизации ячейки могут превратиться в субзерна с границами большой

кривизны и подвижности. Таким образом, зародыши рекристаллизации при подходе к температурам рекристаллизации уже сформированы. В такой ситуации расти с наибольшей скоростью должны те субзерна, которые имеют максимальную разориентацию с окружением. Этому условию при сильной аксиальной текстуре деформации удовлетворяют слабые компоненты на базе областей ее рассеяния, отклоненные от основных ориентировок на угол 15-30°, что соответствует наличию границ высокой подвижности [75].

Постоянство кристаллографических плоскостей является особенностью текстурных превращений, присущих сильно деформированному состоянию. Эта особенность отмечена в работе [76], а также позднее в работах [77,78]. В [79] такая закономерность в преобразовании текстур деформации-рекристаллизации была подтверждена при исследовании β -сплава титана.

При прокатке со степенями деформации менее 80% также наблюдается тенденция к рассеянию кристаллографических направлений около деформационного максимума в пределах одних и тех же кристаллографических плоскостей. В текстуре рекристаллизации после средних степеней деформации происходит перераспределение ориентационной плотности между основными компонентами исходной текстуры, а также образование новых компонент (особенно после медленного нагрева). Так, при рекристаллизации после двукратной прокатки появляется заметная ребровая ориентировка, которая не зафиксирована в текстуре деформации вследствие очень малого количества. При средних степенях обжатия, когда в металле сохраняется значительная неоднородность деформации, большую роль в образовании зародышей рекристаллизации играют области локальных микроискажений, такие как переходные полосы, полосы сдвига и т.д.

Зародыши ребровой ориентировки [80] образуются в переходных полосах между полосами деформации с симметричными ориентировками $\{111\}\langle 112\rangle$. Несмотря на то, что ориентировки $\{110\}\langle 001\rangle$ в деформированной матрице чрезвычайно мало, она дает ощутимый вклад в текстуру рекристаллизации, т.к. имеет границы высокой подвижности с окружающей ее октаэдрической

компонентой. В ОЦК металлах после горячей прокатки кубической ориентировки $\{100\}\langle 001\rangle$ практически нет, а после холодной прокатки – очень мало.

Почти во всех случаях, после рекристаллизационного отжига кубическая ориентировка растет из областей рассеяния деформационной компоненты $\{100\}\langle 011\rangle$. Только при двукратной прокатке с $\varepsilon \sim 70\%$ появляется небольшое количество $\{100\}\langle 001\rangle$. Что касается механизма образования остальных составляющих текстуры рекристаллизации при средних степенях деформации, то в литературе нет каких-либо конкретных сведений о предпочтительных местах образования их зародышей. Очевидно, при этом большую роль играют полосы сдвига и приграничные области. На это указывает С.С.Горелик [28], что характер и величина разориентировок в приграничных областях существенно зависят от ориентировки смежных кристаллитов относительно друг друга и внешних деформационных сил.

Экспериментальные данные позволяют предположить, что октаэдрические ориентировки $\{111\}\langle 112\rangle$ - «А» и $\{111\}\langle 110\rangle$ - «Б» могут расти друг за счет друга. И той, и другой ориентировки в текстуре деформации при средних степенях обжатия достаточно много, и велика вероятность их соседства.

Разориентировка их между собой достаточно большая, чтобы образовать границу высокой подвижности. Если после деформации ориентировки «А» будет больше, чем «Б», то можно предположить, что т.к. приграничные области сильнее напряжены, здесь образуется более четкая ячеистая структура. В процессе предрекристаллизационного нагрева здесь раньше, чем в других местах образуются субзерна, способные быть зародышами рекристаллизации. Зародыш рекристаллизации, возникший в приграничной области зерна «А» близок к нему по ориентировке и может расти только за счет соседних зерен с ориентировкой «Б». Зародыши возникшие в приграничной области зерна «Б», по той же причине могут расти лишь за счет соседей с ориентировкой «А». Т.к. у зародышей «А» меньше соседей с ориентацией «Б», чем у зародышей «Б» - с

ориентацией «А», то в результате в текстуре рекристаллизации компоненты «Б» будет больше, что и наблюдали в эксперименте [67]. Вероятно, октаэдрические ориентировки могут поглощать и другие ориентировки и поглощаться ими, однако, как показывают данные анализа ориентационной плотности, закономерное перераспределение между ними наблюдается во всех исследованных случаях.

Сохранение кубической деформационной ориентировки при медленном нагреве на первичную рекристаллизацию, по-видимому, связано с возможностью реализации при такой скорости наиболее медленно протекающего процесса – механизма рекристаллизации «in situ».

В работах [20,82] отмечалось, что кубическая деформационная ориентировка $\{100\}\langle 011\rangle$ рекристаллизуется при более высоких температурах, чем остальные составляющие. Авторы [20] объясняют это тем, что кубическая компонента после деформации свободнее от дефектов. Поэтому при медленном нагреве ее остается меньше.

При малых степенях деформации (20%) различие в степени наклепа составляющих текстуры менее заметно, и кубическая ориентировка растет наравне с другими. Появление новых компонент при медленном нагреве в области углов $\theta=30^\circ$ и $\psi=0-40^\circ$, очевидно, связано с тем, что зародыши такой ориентировки присутствуют в деформационной матрице в очень малом количестве и не успевают вырасти при быстром нагреве. В случае медленного нагрева, когда большую роль играет ориентированный рост, эти составляющие, имеющие большую разориентировку с основными компонентами текстуры, получают возможность для своего развития.

Таким образом, анализ закономерностей преобразования текстуры при первичной рекристаллизации показывает, что в случае средних степеней деформации образование текстуры отжига происходит под действием механизмов как ориентированного зарождения, так и избирательного роста. При больших степенях обжатия (более 80%) на формирование

рекристаллизационной текстуры превалирующее влияние оказывает ориентированный рост.

1.2. Механизмы пластической деформации в кубических металлах при разных скоростях нагружения.

Основной объем исследований механизмов пластической деформации был выполнен на монокристаллах. Для многих кубических металлов были определены действующие системы скольжения, величины скалывающих напряжений для различных ориентаций монокристаллов. Однако, в целом, процессы пластической деформации в монокристаллах и поликристаллах могут существенно отличаться, особенно если они реализуются при различных температурах и с различными скоростями. К примеру, влияние скорости деформации выражается в перераспределении доли скольжения и двойникования [83-89], а также в изменении соотношения между внутриверенным и приграничным скольжением. Это приводит к существенным отличиям в свойствах и структуре кубических поликристаллов, деформированных с различными скоростями [85-92].

1.2.1. Деформация и текстурообразование скольжением

Деформация скольжением развивается по плоскостям и направлениям, на которых плотность атомов максимальна. Число систем скольжения неодинаково в металлах с разным типом решетки. В металлах и сплавах с ГЦК решеткой скольжение может осуществляться по любой октаэдрической системе скольжения типа $\{111\} \langle 110 \rangle$, где фактор Шмида окажется максимальным [93].

В металлах с ОЦК решеткой скольжение развивается по плоскостям $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$ в направлении $\langle 111 \rangle$.

В [94] изучали особенности деформации скольжением в монокристаллах никеля со скоростями 10^{-2} и $10^{-3} - 10^{-4}$ с⁻¹ вдоль различных кристаллографических направлений. Показано, что для систем скольжения (СС) с фактором Шмида либо равным нулю, либо равным какой-либо определенной величине – увеличение скорости растяжения приводит лишь к увеличению числа параллельных плоскостей, по которым идет скольжение. В случае, когда монокристалл ориентирован так, что имеются системы скольжения с разными факторами Шмида, увеличение скорости нагружения приводит к увеличению числа действующих систем скольжения.

При импульсной нагрузке из-за больших по величине нормально действующих напряжений, даже при очень малом факторе Шмида, касательные напряжения могут быть достаточно большими. В результате этого может оказаться возможным скольжение по кристаллографическим плоскостям, для которых $\sigma_{кр}$ больше, чем для плоскостей совокупности плоскостей $\{111\}$. Этот факт обнаружили авторы [95] на монокристаллах алюминия. При действии импульсной нагрузки вдоль направлений $[100]$ и $[110]$ скольжение идет по системам скольжения $\{100\}\langle 110\rangle$.

Неоктаэдрическое скольжение по системе $\{100\}\langle 110\rangle$ наблюдали также в монокристаллах меди при обработке ударной волной с давлением 20 ГПа в направлении $[111]$ в [96]. В [97] на крупнозернистой меди (~150 мкм) при штамповке взрывом также было обнаружено увеличение числа действующих систем скольжения. Авторы показали, что уже, начиная с небольших степеней деформации (с $\varepsilon \approx 6\%$) при динамическом нагружении начинают работать несколько СС, по крайней мере две, а в зернах с ориентировкой $[100]$ наблюдали до 4 действующих СС.

Общий вывод работ по изучению механизмов пластической деформации при высоких скоростях деформирования: в материалах с ГЦК решеткой число СС с повышением скорости нагружения увеличивается.

1.2.2. Деформация и текстуробразование двойникованием

Двойникование – однородный сдвиг одной части кристалла по отношению к другой параллельно какой-нибудь рациональной плоскости. В кристаллах с ГЦК решеткой двойникование может осуществляться по системам двойникования (СД) типа $\{111\}\langle 112 \rangle$.

В целом любую деформацию поликристалла можно рассматривать как два взаимоконкурирующих процесса скольжением по характерным СС и двойникованием по соответствующим СД. Каждая из СС характеризуется своим значением критического скалывающего напряжения ($\tau_i^{\text{СК}}$) и каждая СД также характеризуется соответствующими значениями напряжений двойникования ($\tau_i^{\text{ДВ}}$) [85-100]. Тогда деформацию можно рассматривать как релаксационный процесс, осуществляемый последовательно по мере достижения соответствующих критических напряжений.

Известно [81,85], что понижение температуры и увеличение скорости деформации активизирует процессы двойникования. Это связано с различной температурной зависимостью критических напряжений скольжения ($\tau_{кр}^{\text{СК}}$) и двойникования ($\tau_{кр}^{\text{ДВ}}$). В работах [101,102] показано, что $\tau_{кр}^{\text{ДВ}}$ со скоростью деформации меняется слабее, чем $\tau_{кр}^{\text{СК}}$.

Известны несколько моделей, объясняющих образование двойников в металлах и сплавах. Одна из них объясняет образование двойников с помощью полярного механизма. Это объяснение выдвинуто Котреллом и Билби [103] для ОЦК металлов и расширено Венаблесом [104,105] для материалов с ГЦК решеткой. Принципиальное ограничение для полярного механизма, особенно при ударных нагружениях, состоит в том, что максимальная скорость роста двойника, предсказанная этой моделью, оказывается в несколько раз ниже, чем определенная экспериментально другими авторами [106,107]. Значения скорости распределения двойника близки к скорости распространения поперечных волн.

Для висмута в интервале от +20 до -195⁰С скорость распространения двойника одна и та же [107]. В [106] на железе в интервале температур -196⁰ до +123⁰С при $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ получены аналогичные результаты. В [108] считают, что τ/G (G – модуль сдвига) для двойникования не должно зависеть от температуры.

В работе [108] указывается, что при ударном нагружении двойники могут образовываться и при продолжительности импульса меньше, чем минимальная, при которой они могли бы расти, если бы действовал полярный механизм деформации. Исходя из этого, авторы считают, что при высоких скоростях нагружения двойникование должно осуществляться кооперативным сдвигом частичных дислокаций по параллельным плоскостям {111} для металлов и сплавов с ГЦК решеткой.

В [108,109] электрономикроскопическое исследование двойников выявило существенную неоднородность их структуры. Подробно двойникование под действием ударных волн было исследовано в работе [110] на меди, в работе [109] на никеле и нержавеющей стали. Результаты исследований показали, что напряжение, при котором начинается двойникование, зависит от кристаллографического направления, т.е. от достижения на той или иной СД критического скалывающего напряжения. Обнаружено, что в стали с увеличением напряжения доля двойников непрерывно увеличивается. А в меди такой однозначной связи не наблюдалось.

Общим для таких исследований является то, что при резком нагружении склонность к двойникованию возрастает. Материалы, которые не двойникуются при обычных деформациях, могут двойниковаться под воздействием ударных нагрузок. С уменьшением энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в ГЦК металлах и сплавах вероятность двойникования увеличивается, необходимое напряжение для развития двойникования снижается. Длительность импульса деформации также сказывается на количестве двойников. При постоянной нагрузке материалы с крупным зерном двойникуются легче, чем материалы с мелким зерном. Для ударного

нагрузки зависимость от величины зерна склонность к двойникованию не изучена.

Практически отсутствуют работы, в которых бы изучались изменения в механизмах деформации в широком интервале скоростей и степеней деформации

1.3. Выводы

1. Режим пластической деформации ОЦК поликристаллов оказывает существенное влияние на формирование компонентного состава его текстуры. Литературные данные по этому вопросу разноречивы. В одних источниках декларируется образование семи идеальных ориентировок, составляющих текстуру прокатки ОЦК-металлов: $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 111\rangle$. В других работах по исследованию текстуры деформации железа приводится значительно меньше ориентировок: $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{211\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, совершенство которых растет с увеличением степени деформации.

2. Исходная текстура оказывает существенное влияние на эволюцию текстуры при деформации. Это компоненты $\{111\}$. В области малых деформаций максимальной ориентационной плотности достигают компоненты $\{111\}\langle 112\rangle$. При переходе к средним деформациям (~50%) начинает усиленно развиваться компонента $\{111\}\langle 110\rangle$. При высоких степенях деформации (90% и более) имеет место образование новой компоненты $\{100\}\langle 130\rangle$.

3. Текстура первичной рекристаллизации определяется как степенью деформации при прокатке, так и скоростью нагрева до температуры отжига. Медленный нагрев до температуры рекристаллизационного отжига приводит к отличающимся текстурам по сравнению с быстрым нагревом. После медленного основные текстурные компоненты имеют большее рассеяние, чем после быстрого нагрева.

4. Сильное влияние на компонентный состав текстуры прокатки и рекристаллизации оказывает изменение схемы деформации (растяжение, сжатие, прокатка, изменение направления прокатки и пр.). Двухэтапная холодная прокатка приводит к образованию рассеянных аксиальных компонент $\langle 110 \rangle$ и компонент $\{111\}$, среди которых преобладает ограниченная составляющая $\{111\}\langle 112 \rangle$. После однократной прокатки до 90% получается только одна ярко выраженная компонента $\langle 110 \rangle$. Другой особенностью текстуры однократной прокатки является высокая интенсивность компоненты $\{100\}\langle 011 \rangle$, хотя в текстуре после двукратной прокатки ее интенсивность невысока.

5. Связь между текстурой деформации и текстурой первичной рекристаллизации неопределенная. Ряд авторов считает, что текстура первичной рекристаллизации в основном повторяет текстуру деформации со значительным увеличением рассеяния основных компонент. Другие авторы указывают на количественные перераспределения некоторых компонент. Можно предположить, что рекристаллизованные зерна образуются из слабых компонент в пределах рассеяния основных компонент текстуры деформации.

6. Деформация поликристаллов осуществляется путем скольжения по характерным для материала системам скольжения и двойникованием по системам двойникования. Влияние скорости деформации выражается в перераспределении доли скольжения и двойникования, а также в изменении соотношения между внутризеренным и приграничным скольжением.

7. При импульсной нагрузке из-за больших по величине нормально действующих напряжений возможно скольжение по СС, для которых критическое сдвиговое напряжение больше, чем для характерных для этого кристалла, т.е. $\{111\}\langle 110 \rangle$ - для ГЦК и $\{110\}\langle 111 \rangle$ - для ОЦК металлов.

8. Понижение температуры и увеличение скорости деформации активизирует процессы двойникования. Напряжение, при котором начинается двойникование, зависит от кристаллографического направления, т.е. от

достижения на той или иной СД критического скалывающего напряжения. При резком нагружении склонность к двойникованию возрастает.

9. Материалы, которые не двойникуются при обычных деформациях, могут двойниковаться под воздействием ударных нагрузок. Практически отсутствуют работы, в которых бы изучались изменения в механизмах деформации в широком интервале скоростей и степеней деформации.

2. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ ТЕКСТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ КУБИЧЕСКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Кристаллографическая текстура, как неупорядоченное распределение кристаллов по ориентациям, в поликристаллическом агрегате, определяет анизотропию свойств поликристалла и методы изучения текстур основаны на экспериментальном измерении анизотропии свойств поликристаллов. Информативность результатов измерений анизотропии свойств зависит, прежде всего, от симметрии измеряемого свойства. Чем ниже симметрия свойства, тем большую информативность об ориентационном распределении кристаллов она содержит. Самой низкой симметрией обладают результаты дифрактометрических исследований и поэтому дифракционные методы изучения текстур являются наиболее эффективными [8,111-114].

Для оценки текстур можно с достаточной эффективностью использовать и результаты измерений анизотропии свойств, поддающихся тензорному описанию. Это относится к кинетическим свойствам, упругим, магнитным. Кинетические свойства, такие как электропроводность, теплопроводность, коэффициент теплового расширения описываются тензорами второго ранга, являются изотропными в отношении поликристаллов с кубической симметрией [115]. Поэтому анизотропия таких свойств не используется для оценки текстур кубических металлов, но используется для описания текстур гексагональных структур. Симметрия упругих свойств, например, модуля Юнга, отвечает тензорному описанию четвертой размерности и поэтому успешно применяется для определения характеристик текстуры кубических металлов. На основе измерения магнитных свойств построены магнитные анизометры [116], которые получили широкое распространение для контроля текстур трансформаторных материалов. Методы изучения текстур, основанные на измерениях анизотропии тензорных свойств дают усредненные данные о текстуре и не содержат данные об особенностях сложных, многокомпонентных

текстур. Поэтому для чисто научных исследований, целью которых является установление механизмов пластической деформации, рекристаллизации, ориентационных соотношений при фазовых превращениях и т.п. предпочтительно пользоваться дифрактометрическими методами исследования текстур, к которым относятся рентгеновский, электронографический, нейтронографический, электронномикроскопический методы, которые используют результаты дифракции электронов и нейтронов или топографию Кикучи-линий на кристаллических объектах.

Электронографический метод позволяет получать интенсивные дифракционные рефлексы при малых размерах кристаллов и малых количествах исследуемого вещества [116,117]. Однако низкая проникающая способность электронов позволяет изучить лишь поверхностный слой образца. Поэтому методы дифракции электронов используются успешно для изучения текстур тонких пленок (толщиной $\sim 0,01$ мм). При этом текстурные характеристики определяют топографическим методом по результатам анализа электронограмм, полученных для достаточно большого числа (~ 500) соседних зерен или субзерен. Для массивных образцов методы электронографии применяются очень редко ввиду чрезвычайной трудоемкости. Кроме того, здесь существенно увеличивается погрешность при распространении результатов измерений отдельных областей на весь материал в целом из-за недостаточной статистики.

Нейтронографический метод [118] использует поток тепловых нейтронов с длиной волны $\lambda=0,1$ нм. Он дает возможность исследовать текстуру проволоки толщиной ~ 6 мм и образцов в виде шара или куба с линейным размером ~ 30 мм. Здесь используются широкие монохроматические первичные пучки нейтронов, что позволяет проводить исследования текстур крупнозернистых объектов. Высокая проникающая способность нейтронов обеспечивает увеличение глубины исследуемого слоя и послойное усреднение текстуры. Главная трудность в успешном применении нейтронографического метода –

это необходимость использования ядерного реактора и, соответственно, высокие требования к технике безопасности.

Существует также оптические методы изучения текстуры [119], основанные на различной скорости травления кислотами разных кристаллографических плоскостей. Однако оптические методы не обладают достаточной информативностью о характеристиках текстуры. Поэтому они удобны для определения отклонений от уже имеющейся текстуры для крупнозернистых поликристаллов. Кроме того, они требуют значительных усилий в подборе травителей и изготовлении безупречного шлифа.

2.1. Рентгенодифрактометрические методы изучения текстур с построением прямых и обратных полюсных фигур.

Характеристическое рентгеновское излучение обладает достаточной проникающей способностью для металлических объектов. Кроме того, методами рентгеновской дифрактометрии мы получаем дифракционную картину от объема вещества, содержащего, как правило, достаточно большое число отражающих центров, что дает возможность получить в результате надежную статистику об ориентационном распределении кристаллографических плоскостей. Рентгеновский эксперимент достаточно просто реализуется и доступен широкому кругу исследователей. Это и послужило причиной того, что основные методы анализа текстур разрабатывались для рентгеновского эксперимента. Кроме того, современные автоматизированные рентгеновские дифрактометры позволяют проводить съемку дифракционных картин и обработку результатов в режиме ЭВМ [120-122], что обеспечивает достаточно быстрое получение сведений о текстуре сложных поликристаллических объектов.

Графически текстуру удобно представлять в виде полюсных фигур (ПФ). Прямая ПФ представляет собой гномостерографическую проекцию [123]

совокупности кристаллографических плоскостей $\{hkl\}$ для всех кристаллов образца (стереографическую проекцию нормалей N_{hkl} к этим плоскостям). ПФ показывает вероятность, с которой нормаль к кристаллографической плоскости совпадает с различными направлениями в образце, которые задаются азимутальным и меридианным углами на сфере проекций. Конструктивно эти углы, которые обозначают символами α и β , равны углу наклона плоского образца к оси гониометра и углу поворота образца вокруг нормального направления (НН) к его плоскости от некоторого фиксированного направления, в качестве которого обычно выбирают направление прокатки (НП).

На современных рентгеновских дифрактометрах типа ДРОН эксперимент организуется следующим образом. Плоский образец устанавливается по оси гониометра таким образом, чтобы интересующая кристаллографическая плоскость $\{hkl\}$ попала в отражающее положение согласно закону Вульфа-Брэгга [124] $2d \sin \vartheta = n\lambda$. Образец, а вместе с ним и плоскость $\{hkl\}$, вращаем вокруг НН. При этом счетчик импульсов записывает распределение интенсивности отраженных рентгеновских лучей по кольцу Дебая. В случае беспорядочного распределения в образце плоскостей $\{hkl\}$ (отсутствие текстуры) интенсивность дифрагированных лучей по всей окружности будет одинаковой. При наличии текстуры интенсивность вдоль кольца Дебая не будет равномерной. Появятся текстурные максимумы, которые соответствуют повышенной вероятности распределения плоскостей под некоторыми углами к НН образца (рис.1.1.).

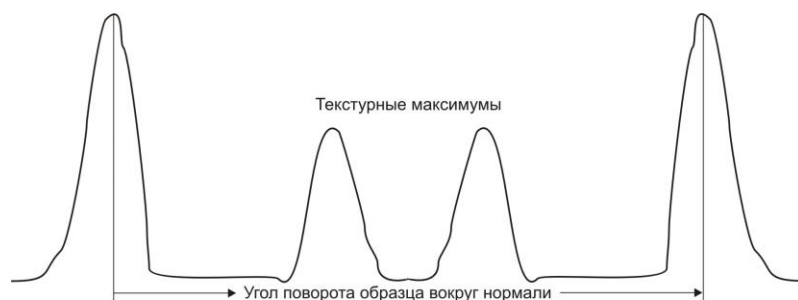


Рис. 2.1. Кривая распределения интенсивности отраженных рентгеновских лучей на кольце Дебая при повороте образца вокруг НН на полный оборот для текстурированного поликристалла.

При этом в отражающее положение попадут только те кристаллы, кристаллографическая плоскость которых совпадает с плоскостью образца. Для того чтобы все кристаллы приняли участие в отражении, образец наклоняем к оси гониометра на некоторый угол α или при помощи какого либо устройства обеспечиваем одновременный наклон образца вместе с поворотом на угол β . При этом кристаллы, плоскость $\{hkl\}$ которых, не совпадает с плоскостью образца, будут последовательно попадать в отражательное положение и сфера проекций будет полностью заполнена выходами нормалей к исследуемой кристаллографической плоскости $\{hkl\}$.

Расположение текстурных максимумов зависит от типа кристаллической решетки, рассматриваемых плоскостей $\{hkl\}$ и характера текстуры. Положение текстурных максимумов определяет преимущественные кристаллографические ориентировки, описывающие текстуру. Для более полного анализа текстуры используем отражения для двух-трех плоскостей с низкими индексами $\{hkl\}$. Плоскости с высокими индексами не рассматриваем. Для них картина расположения текстурных максимумов становится более размытой из-за высокого фактора повторяемости. Эти отражения испытывают уширение из-за микронапряжений и дисперсности областей когерентного рассеяния.

Для ГЦК металлов оптимальными плоскостями для съемки текстурных кривых являются плоскости (111), (200), (220) и (311), для ОЦК металлов это плоскости (110), (200), (211) и (222),

Существует два метода съемки текстурограмм: а) «на просвет» (для тонких образцов) и в) «на отражение» (для массивных образцов) [124]. Суть методов продемонстрирована на рисунке 1.2, из которого видно, что метод «на отражение» ограничен тем, что он не дает возможность получить текстурограммы от периферийной части ПФ.

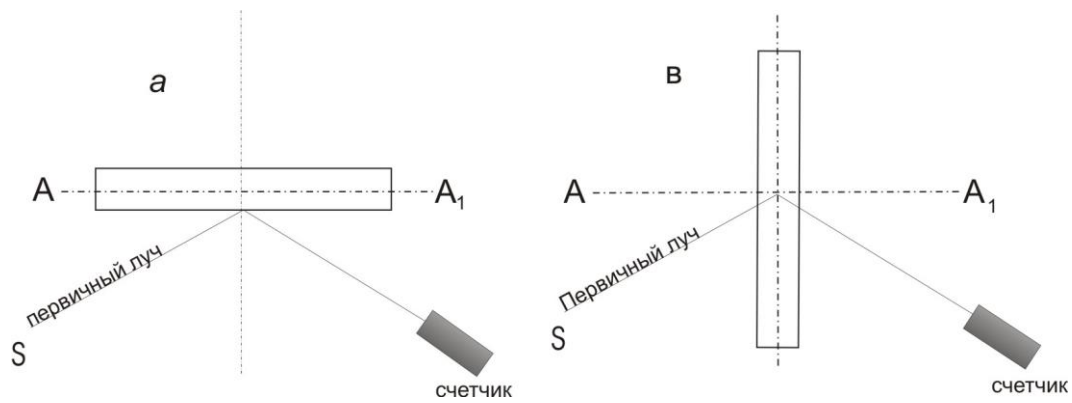


Рис. 2.2 Схематическое расположение образца по отношению к первичному лучу при съемке текстурной кривой а – «на отражение», в – «на просвет».

При наклоне образца на угол более 70° рентгеновское пятно на образце размывается и дальнейшая съемка невозможна. Поэтому для построения полной полюсной фигуры совмещают два метода съемки: «на отражение» и «на просвет». Для этого результаты съемок «на отражение» и «на просвет» «сшивают» по методу [123,125].

2.1.1. Безэталонный метод учета фактора дефокусировки при нормировке полюсных фигур в уровнях средней полюсной плотности

В процессе съемки прямой полюсной фигуры при последовательных наклонах образца к оси гониометра на угол α рентгеновское пятно на образце меняет свою площадь и форму. Это явление называется дефокусировкой. Явление дефокусировки обусловлено тем, что условие фокусировки на таких приборах выполняется строго только для точки касания плоского образца с фокусирующей окружностью Зеемана-Болина [126]. Пятно рентгеновского луча на образце меняет свою форму и значительная часть пучка рентгеновских лучей выходит из фокусирующего состояния и не попадает в окно счетчика квантов. Таким образом, нарушается условие того, что интенсивность отраженных рентгеновских лучей пропорциональна количеству кристаллов, ориентированных таким образом, что нормаль к отражающей плоскости

находится на сфере проекций в точке, соответствующей сферическим углам (α_i, β_i) .

Для учета дефокусировки используют порошковый образец (без текстуры). Получаем кривые зависимости интенсивности $I(\alpha)$. Определяем коэффициент дефокусировки для различных углов α (рис. 1.3):

Такой подход возможен, если плотность образца и эталона одинаковы, если фазовый состав их одинаков и, если профили соответствующих линий также одинаковы. Добиться такого практически невозможно для большинства технических материалов. Поэтому метод нормировки ПФ по бестекстурному образцу целесообразно применять в случаях, когда нас интересует общий вид текстуры, и нет необходимости строить количественные текстурные функции. Эффект дефокусировки можно уменьшить применением широких щелей детектора и узких – излучателя.

Такой подход неприемлем для двухфазных сплавов, для которых угловое расстояние между основными линиями фаз может быть настолько мало, что для их разделения требуется использование узких щелей. В [127] разработан безэталонный метод учета дефокусировки. Этот метод предусматривает экспериментальное определение профиля дебаевской линии от плоскости (hkl) , находящейся в отражающем положении. Если известна $I_{(hkl)}(\alpha, \varphi)$ при $\alpha = 0$, где φ - текущая координата по ширине линии, то профиль линии при $\alpha \neq 0$ рассчитывается по формуле:

$$I(\alpha) = \frac{1}{\omega} \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} d\theta \int_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}} I_0[\varphi - Z\psi(\theta, \alpha)], \quad (2.1)$$

где φ - угловое расстояние в радианах от угла Вульфа-Брэгга θ ,

ω - высота рентгеновского пятна на образце,

$$\psi(\theta, \alpha) = \frac{b}{R} \cos \theta,$$

R - радиус гониометра,

b - ширина щели счетчика.

В [128] разработан практический метод расчета коэффициента дефокусировки при наклоне образца без применения порошкового эталона.

Запишем очевидную формулу (1.1) в несколько ином виде. Для этого совершим переходы:

$$Z \rightarrow y + \frac{\omega}{2}; \quad Z \rightarrow y = Z - \frac{\omega}{2}; \quad \varphi \rightarrow x = \varphi - \left(y - \frac{\omega}{2} \right) \psi(\theta, \omega).$$

$$I(\alpha) = \frac{1}{\omega} \int_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}} dZ \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} I_0[\varphi - Z\psi(\theta, \alpha)] d\varphi =$$

$$= \frac{1}{\omega} \int_0^{\omega} dZ \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} I_0 \left[\varphi - \left(y - \frac{\omega}{2} \right) \psi(\theta, \alpha) \right] d\varphi = \frac{1}{\omega} \int_0^{\omega} dZ \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} I_0(x) dx$$
(2.2)

Так как $I_0(x) = 0$, то при $\theta - \frac{\Delta\theta}{2} < x < \theta + \frac{\Delta\theta}{2}$

$$I(\alpha) = I_1(\alpha) + I_2(\alpha),$$
(2.3)

где

$$I_1(\alpha) = \frac{1}{\omega} \int_0^{\frac{\omega}{2}} dy \int_{-r}^{\frac{\Delta\theta}{2}} I_0(x) dx; \quad I_2(\alpha) = \frac{1}{\omega} \int_{\frac{\omega}{2}}^{\omega} dy \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^r I_0(x) dx; \quad r = \frac{\Delta\theta}{2} + \left(y - \frac{\theta}{2} \right) \psi(\theta, \alpha).$$

Коэффициент дефокусировки находится по формуле:

$$K(\alpha) = \frac{I(\alpha)}{I(0^0)}.$$
(2.4)

Полюсная плотность, нормированная в уровнях средней полюсной плотности, будет иметь вид:

$$P_{(hkl)}(\alpha_i, \beta_i) = \frac{I(\alpha_i, \beta_i) - I_\phi(\alpha_i)}{K(\alpha_i) \int_0^{2\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \frac{1}{K(\alpha)} [I(\alpha, \beta) - I_\phi(\alpha)] \sin \alpha d\alpha d\beta},$$
(1.5)

где $I_\phi(\alpha)$ - интенсивность фона для соответствующего угла α .

Профиль линии определяется экспериментально. Поэтому особенности гониометра, уширение линии из-за дефокусировки при наклоне образца, а также дефокусировка на внутренних слоях будут учитываться автоматически.

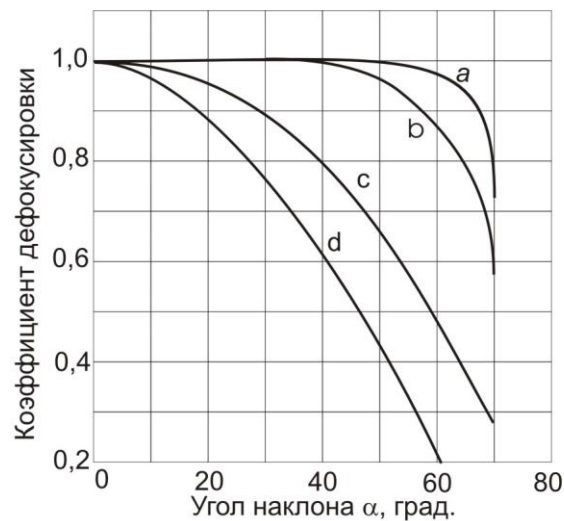


Рис. 2.3. Изменение коэффициента дефокусировки для линии (011) с углом наклона гониометра плоского образца ОЦК-железка при ширине щелей детектора: $a - 4$; $b - 3$; $c - 1$; $d - 0,5$ мм

Ширина щели детектора существенно влияет на разрешение близлежащих дебаевских линий и на величину $K(\alpha)$. Поэтому выбор щелей оптимальной ширины для каждого конкретного материала представляется самостоятельной задачей.

По методу [128] мы подобрали оптимальный размер щели для съемки кривых полюсной плотности ПФ (011) α -железа.

Из рисунка видно, что для ширины щели детектора $b=4$ мм (кривая 1) функция $K(\alpha)$ равна единице при углах наклона α до 45° , а при дальнейшем увеличении угла α до 70° падает до 0,7.

Для щели шириной 3 мм кривая коэффициента дефокусировки уменьшается при наклоне образца более существенно при углах более 30° .

Для щелей с $b < 3$ мм падение кривой еще более резко. Для щели с $b = 0,25$ мм начиная уже с 25° наклона коэффициент дефокусировки становится равным 0,4.

Выбор оптимального режима для съемки ПФ должен обеспечить, с одной стороны, достаточное разрешение дифракционной линии одной фазы соседней линии другой фазы, и величину интенсивности, достаточной для получения достоверной полюсной плотности. Из наших данных следует, что применение

узких щелей детектора шириной $b=0,25$ мм для съемки кривых полюсной плотности нецелесообразно, из-за падения интенсивности отраженных рентгеновских лучей, что требует значительного уменьшения скорости вращения образца вокруг нормали к его плоскости, что существенно увеличивает время съемки кривой полюсной плотности. Оптимальным является для применение щелей шириной порядка 4 мм для α -железа и 3мм для случая, если в структуре присутствует мартенсит.

2.1.2. Изучение текстур методом обратных полюсных фигур.

Обратная полюсная фигура (ОПФ) – стандартная стереографическая проекция кристаллической решетки. На ней интенсивностям областей, соответствующих выходам нормалей к кристаллографическим плоскостям, придается смысл величин, пропорциональных вероятности совпадения с ними оси образца. (ОПФ) показывает распределение определенной оси образца относительно кристаллографических осей.

Координатные оси и изучаемые направления изменяем на обратные по отношению к (ОПФ).

Практический метод построения обратных полюсных фигур был разработан Харрисом [129] и развит Хорта, Робертсом, Вилсоном, Мюллером, Черноком, Бекон и описан в книге Лайнера и Радишевского [100]. Суть метода в следующем: изготавливается образец в виде кубика, размером достаточным для помещения его в держатель гониометра рентгеновского дифрактометра. Если изучаются листовые материалы, то приготавливают наборный образец из пластинок, которые складываются в пачку и фиксируются в таком состоянии винтом, стяжкой или каким-либо другим способом (рис.2.4).

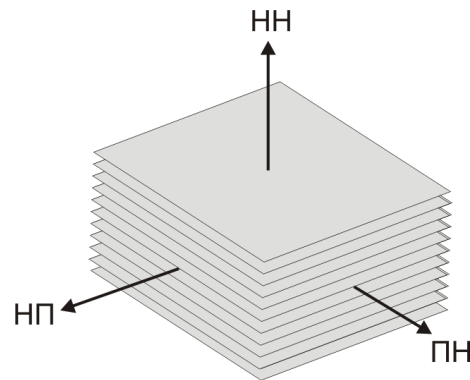


Рис. 2.4. Наборный образец для съемки обратных полюсных фигур листовых металлов.

Далее снимаем обычную дебаеграмму в соответствующем исследуемому материалу излучении (для титановых сплавов это $\text{CuK}\alpha$ – излучение) от плоскости прокатки, а также от плоскостей, перпендикулярных НП и ПН. Снимаем также дебаеграмму и от порошкового (бестекстурного) эталона. Интенсивности линий от различных плоскостей кристалла $I_{(hkl)}$ нормируем в соответствующих интенсивностях бестекстурного эталона $I_{(hkl)}^{(\text{ЭТ})}$. Отношению

$\frac{I_{(hkl)}}{I_{(hkl)}^{(\text{ЭТ})}}$ придаем смысл полюсной плотности

$$\bar{P}_{(hkl)} = \frac{P_{(hkl)}}{P_{(hkl)}^{(\text{ЭТ})}}. \quad (2.6)$$

Отдельно строим стандартный стереографический треугольник для изучаемого класса металлов. В данном случае – для кубических металлов и сплавов (рис. 2.5). Для этого выделяем на сфере проекций сферический треугольник, ограниченный точками выхода нормалей $[\bar{1}00]$, $[1\bar{1}0]$ и $[001]$. Наносим на сферу проекций точки, соответствующие выходу нормалей от различных плоскостей кристалла. Далее проектируем эти точки на плоскость проекций из полюса сферы проекций.

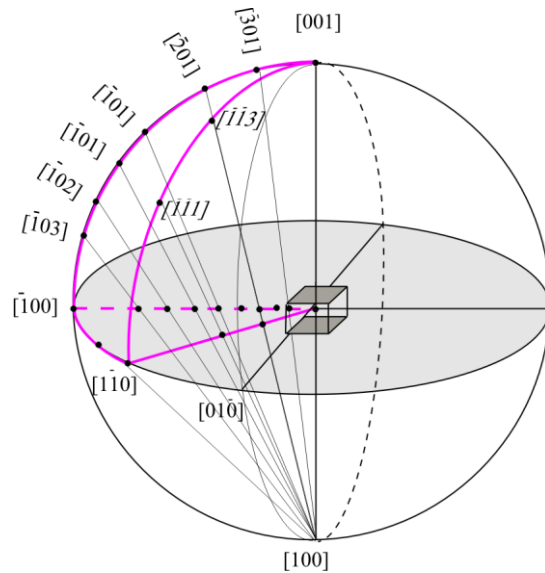


Рис. 2.5. К построению стандартного стереографического треугольника для кубического кристалла.

Величины полюсной плотности, рассчитанные по формуле (2.6), для каждой из плоскостей (hkl), наносим на сферические треугольники для трех сечений образца, перпендикулярных направлениям НН, НП, ПН. Точки равных значений полюсной плотности соединяем изолиниями. Далее планиметрированием или другим способом определяем долю площади поверхности стереографического треугольника A_{hkl} , отвечающую заполнению нормальными к плоскостям кристалла (hkl). Эту долю соотносим с относительным содержанием отдельных компонент текстуры $f_{hkil} = \frac{N_{hkil}}{\sum N_{hkil}}$.

Плоскостей, которые используют для построения ОПФ должно быть как можно больше. Для кубических металлов и сплавов для этого используют Mo -излучение ($\lambda_{K\alpha} = 0,07 \text{ нм}$). Для металлов с гексагональной решеткой достаточно большое количество рефлексов получаем на Fe -, Co -, Cu излучениях ($\lambda_{K\alpha} = 0,15\text{-}0,20 \text{ нм}$).

Координатами треугольника являются три направления:

для кубического кристалла это $[001]$, $[111]$, $[110]$;

для гексагонального – $[0001]$, $[10\bar{1}0]$, $[11\bar{2}0]$.

Около каждого полюса N_{hkl} стандартного треугольника указываем соответствующую полюсную плотность P_{hkl} .

Следует иметь в виду, что приготовить порошковый эталон одинаковой плотности с образцом не всегда возможно. Чтобы преодолеть эту трудность,

Мюллер применил процедуру суммирования по всем рефлексам:

$$\bar{P}_{hkl} = \frac{\left(\frac{I_{hkl}}{I_{hkl}^{(\Theta T)}} \right)}{\sum \frac{I_{hkl}}{I_{hkl}^{(\Theta T)}}} \sum P_{hkl} \quad (2.7)$$

Сумма $\sum P_{hkl}$ здесь неизвестна. Для большого числа рефлексов n , $\bar{P} = 1$.

Для кристаллов низкой симметрии можно считать, что все рефлексy имеют один и тот же фактор повторяемости. Тогда полюсная плотность одного рефлекса будет

$$\bar{P}_{hkl} = \frac{\left(\frac{I_{hkl}}{I_{hkl}^{(\Theta T)}} \right)}{\frac{1}{n} \sum \frac{I_{hkl}}{I_{hkl}^{(\Theta T)}}}. \quad (2.8)$$

Для кристаллов высокой симметрии учитывают еще и фактор повторяемости

2.2. Определение ориентации кристаллов методом Кикучи-линий

Для многих случаев определение текстуры и прогнозирование анизотропии свойств текстурованных поликристаллов затруднено из-за отсутствия на рентгенограммах сильных линий за счет «эффекта погасания». Построить ПФ таких линий возможно методами дифракция обратноотраженных электронов (ДОЭ) по характеру распределения Кикучи-линий.

Когда пучок электронов попадает на кристаллическое тело, он рассеивается диффузно по всем направлениям (рис.2.6). Это означает, что всегда должно присутствовать некоторое количество электронов, которые падая на соответствующие плоскости под углами Брэгга θ_B , вызовут дифракцию волн от этих плоскостей

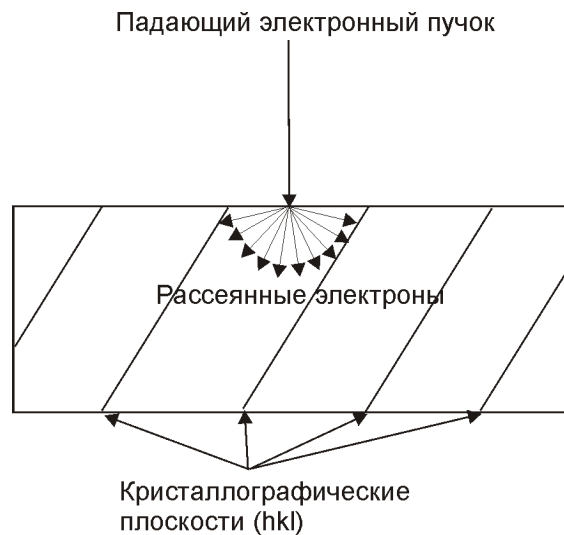


Рис.2.6. Диффузное рассеяние электронов, падающих на кристалл

Рисунок 1.6 иллюстрирует такую ситуацию для одной из систем плоскостей. Так как дифракция электронов по углам Брэгга появляется по всем направлениям, то расположение дифрагированного излучения находится на поверхности конуса Дебая, который растянут вокруг нормали к отражающим атомным плоскостям с половинным углом при вершине $90^\circ - \theta$.

Источник рассеяния электронов может рассматриваться расположенным между плоскостями решетки, как показано на рисунке 1.7 и, следовательно, два конуса излучения проявившихся от каждой из системы плоскостей рассматриваются упрощенно как одна от любой стороны образца.

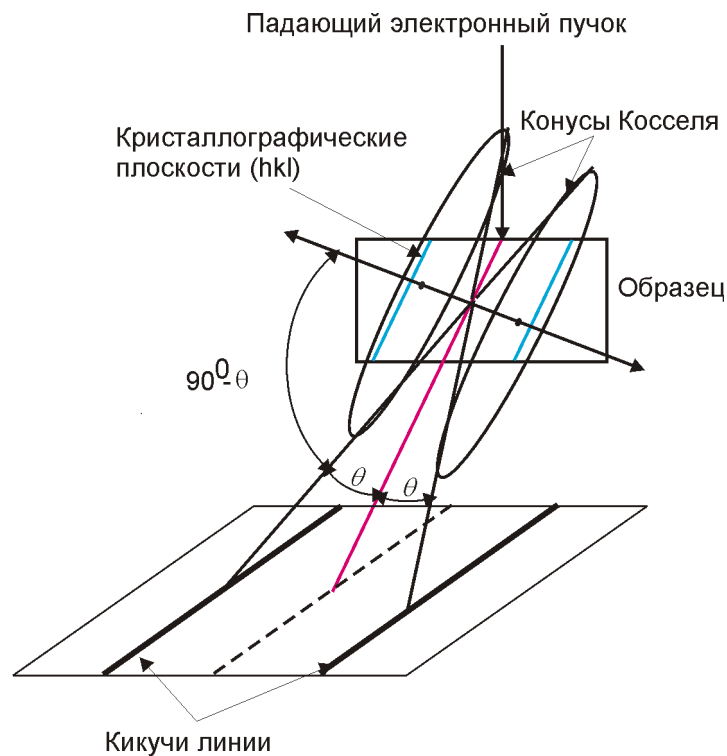


Рис. 2.7. Образование Кикучи-линий

Подставив среднюю длину волны электрона

$$\lambda = \frac{h}{\sqrt{2meV}}$$

и межплоскостное расстояние d для железа в уравнение Вульфа-Брэгга

$$2d \sin \theta_B = n\lambda,$$

найдем брэгговский угол θ_B . Он равен приблизительно 0.5° . Следовательно, угол при вершине конуса дифракции равен приблизительно 180° , иначе говоря, конус практически плоский. Если перпендикулярно кристаллографическим плоскостям расположим фиксирующий объект (фотопленку, флюоресцирующий экран и т.п.), на нем будут видны кривые со столь незначительной кривизной, что их можно считать прямыми. Это и есть Кикучи-линии. Расстояние между линиями будет $2\theta_B$ и это расстояние пропорционально межплоскостному расстоянию. Таким образом, полная Кикучиграмма содержит пары параллельных линий, каждая из пар или "полоса" имеет отличительную ширину и соответствует характеристике кристаллографической плоскости. Пересечение плоскостей соответствует оси

зоны (полюсу), ось главной зоны опознается по пересечению нескольких полос. Кикучиграмма, таким образом, включает в себя все угловые соотношения в кристалле – межзонавые и межплоскостные и следовательно отражает симметрию кристалла.

На рисунке 2.8 приведена кикучиграмма для никеля в режиме просвечивания. Как видно из рисунка две линии, образующие Кикучи полосу в общем имеют различную интенсивность. Обычно та линия, которая находится ближе к первичному пучку более темная (называется дефектной линией), чем та, которая находится дальше (называется яркая линия).

Современные ЭМ оборудованы программами, позволяющими по Кикучи-линиям построить прямые и обратные ПФ для различных плоскостей. Однако, следует иметь в виду, что проникающая способность электронов в металле невелика.

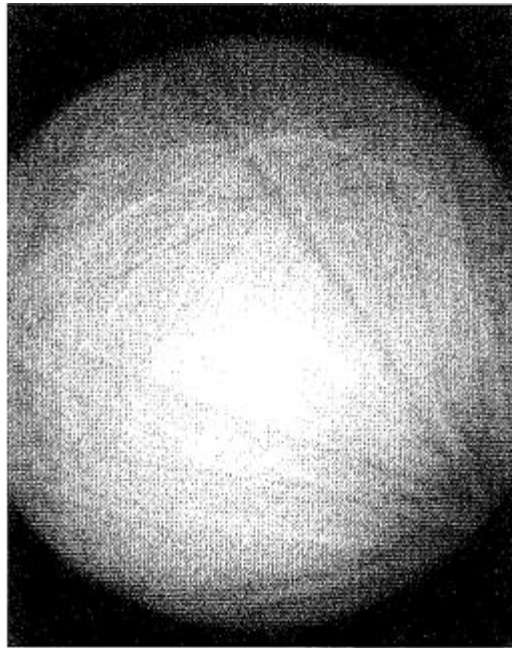


Рис.2.8. Кикучиграмма отожженного листа никеля

В отражающее положение попадает небольшое число зерен ~ 50 . Поэтому для улучшения статистики приходится проводить усреднения по 50 и более ПФ.

2.2.1 Анализ преимущественных ориентировок методом дифракции обратноотраженных электронов

Данные о локальном распределении идеальных ориентировок в разных участках структуры необходимы для изучения природы образования структурных неоднородностей при деформации на мезоуровне, к которым относятся полосы деформации и полосы сдвига, для изучения закономерностей зародышеобразования, роста зерен при рекристаллизации и др. С помощью сканирующего или просвечивающего электронного микроскопа автоматизированная система формирует изображение микроструктуры и одновременно производит пространственно точные ориентационные измерения, базируясь на анализе картин Кикучи. В результате получается цветное изображение микроструктуры, где одинаковые ориентировки обозначены одним цветом.

В настоящее время для решения таких задач разработан метод «АСОМ» (Automated Crystal Orientation Measurement/Mapping – автоматическое измерение и построение карт кристаллографических ориентации) на базе сканирующего электронного микроскопа. Преимуществом его является возможность просматривать достаточно большие поверхности образца, выбирая необходимые участки для ориентационного анализа структуры. Пространственное и угловое разрешение при этом составляет, соответственно, 0,1 - 0,5 мкм и 1-2°.

Схема получения структурно-ориентационной картины с помощью ЭМ показана на рис. 1.9. Описание метода основано на работах R.Schwarzer [130-133] и разработчика компьютерной программы F. Springer [134].

В результате действия электронного пучка на образец и возбуждения вторичных электронов на экране микроскопа появляется топографический контраст – изображение структуры материала. Оператором выбирается необходимое поле для исследования ориентировок. Далее запускается

автоматическая система сканирования выбранной поверхности по координатам x и y .

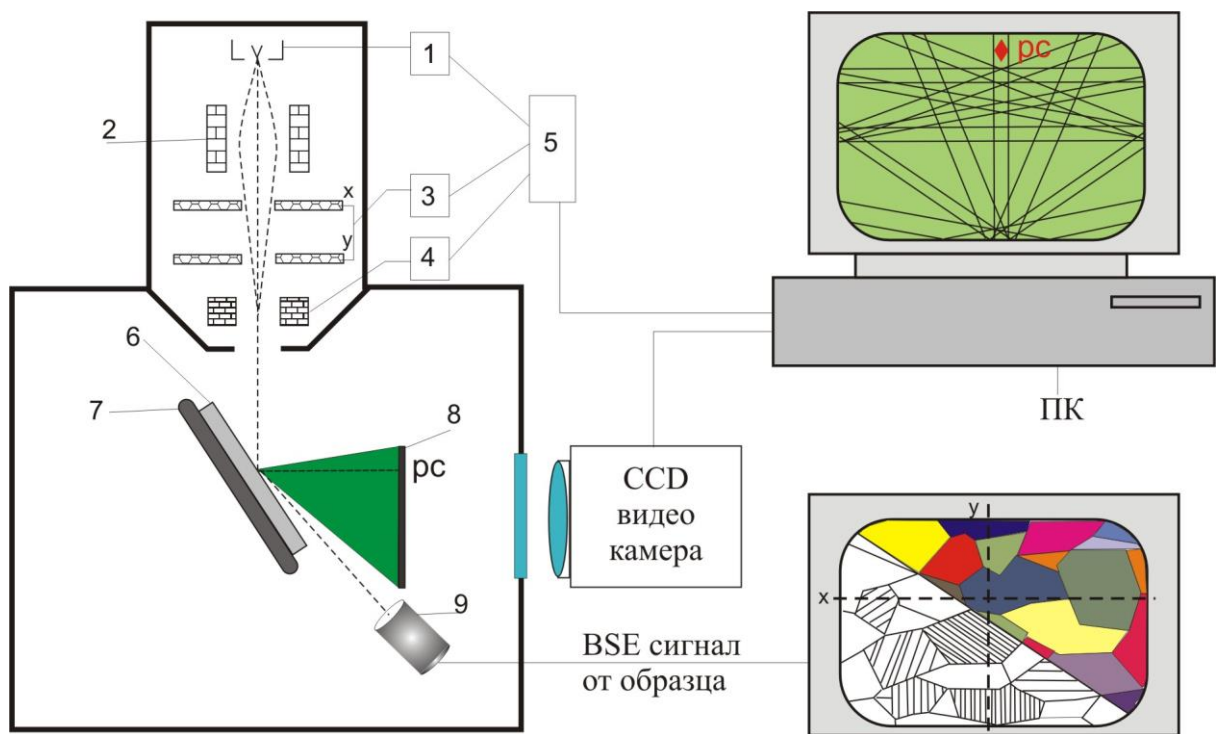


Рис. 2.9. Схема установки для автоматического измерения ориентировок по картинам Кикучи при обратном отражении электронов, которая состоит из:

1 – электронная пушка, 2 – электронно-оптическая система, 3 – катушки отклонения электронного пучка, 4 – система фокусировки, 5 – блок управления микроскопом, 6 – исследуемый образец, 7 – предметный стол, 8 – светящийся экран, 9 – BSE (backscatter electron – обратно рассеянный электрон) детектор.

Пучок электронов последовательно «по строчкам» проходит область от верхнего левого до нижнего правого угла. В каждой точке обратно рассеянные электроны создают картину Кикучи, которая фиксируется и расшифровывается компьютерной программой. Каждая точка экспериментальных данных содержит в себе информацию о кристаллографической ориентации, а также о положении на поверхности образца, где эта ориентация определялась. Место измерения в сканируемой области задается двумя пространственными координатами x и y на формируемой карте ориентации. Для графического представления ориентации необходимо три независимых параметра, для

которых на двумерном рисунке нет свободных «измерений». Три дополнительных координаты предлагается получить путем использования трех основных цветов, соответствующих трем углам на стереографическом треугольнике. Здесь в цветном изображении направление $\langle 001 \rangle$ окрашено в красный цвет, $\langle 011 \rangle$ – в зеленый и $\langle 111 \rangle$ – в синий. Три основных цвета смешиваются в каждой измеряемой точке в соответствии с положением ориентации на стереографическом треугольнике. Такое изображение структуры называется картой кристаллографических ориентаций (рис. 2.10).

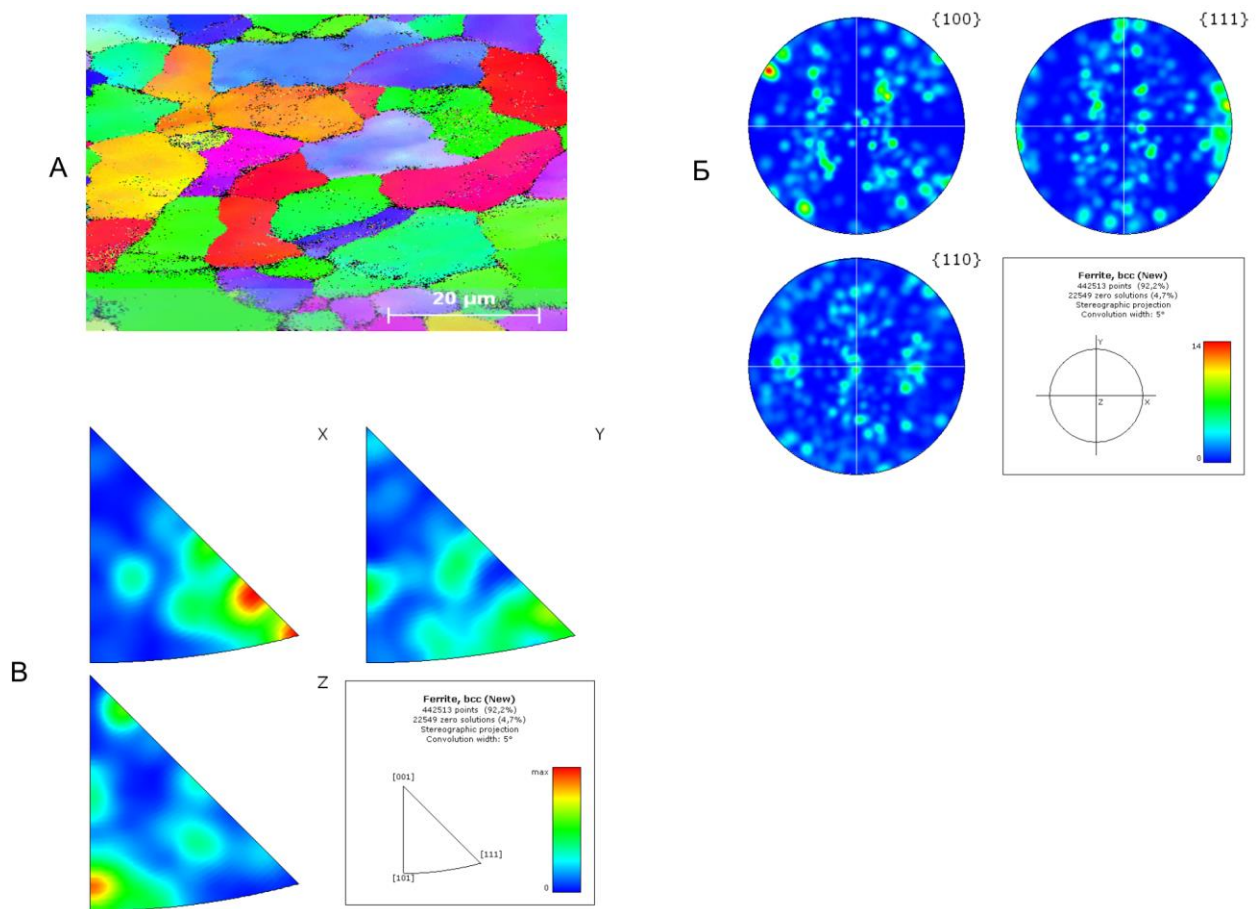


Рис. 2.10. Карты кристаллографических ориентаций стали St1.03 12 в исходном состоянии (в условиях поставки). Получена ЭМ LEO 1455 VP при ускоряющем напряжении 20 кV. А – микроструктура, Б – прямые и В – обратные полюсные фигуры

2.3. Определение анизотропии свойств листовых поликристаллов.

В диссертации использовали результаты измерений модуля Юнга динамическим и статическим методами.

Измерения динамического модуля Юнга основаны на следующих принципах.

Зависимость модуля Юнга от частоты собственных изгибных колебаний прямоугольного образца имеет вид [135]:

$$E = \frac{48\pi^2}{m^4} \cdot \rho \frac{\ell^4}{d^2} \nu^2,$$

где ρ - плотность материала образца, ℓ - длина и d - толщина образца, ν - частота собственных колебаний, m - постоянная Моделунга, равная 4,73004.

Частоту определяли на установке [136], принцип которой состоит в следующем (рис.1.9):

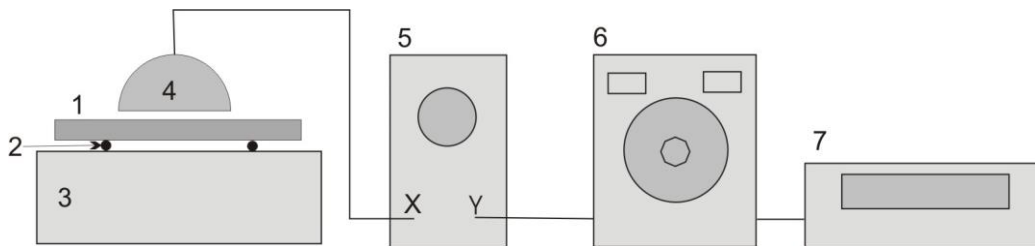


Рис.2.11. Схема установки для измерения модуля Юнга.

Прямоугольный образец 1 помещается на тонкие нити 2, натянутые на резонатор 3. Собственные колебания образца возбуждаются легким ударом графитовой палочки (стержень карандаша). Звуковые колебания воспринимаются микрофоном 4, которые затем передаются на отклоняющие пластины осциллографа 5. На другую пару пластин подается сигнал от обычного звукового генератора 6, частота которого определяется частотомером 7. Совпадение частот определяли по фигурам Лиссажу.

В нашем случае сигнал подавали на ПК, а частоту определяли по программе для 10 резонансных областей.

Относительная погрешность измерений модуля Юнга оценивалась по формуле:

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{\Delta \rho}{\rho} + 4 \frac{\Delta \ell}{\ell} + 2 \frac{\Delta d}{d} + 2 \frac{\Delta \nu}{\nu}, \text{ которая обычно не превышала } 1\%$$

Размеры образцов подбирали таким образом, чтобы частоты их собственных колебаний лежали в области звуковых частот. Практика показала, что для листов толщиной порядка 1-2 мм оптимальная длина образцов составляет обычно 100 – 120 мм.

Для определения анизотропии свойств в плоскости листа вырезали образцы под различными углами к внешним координатам образца (НП). На рисунке 1.10 приведена схема вырезки образцов для измерения анизотропии модуля Юнга.

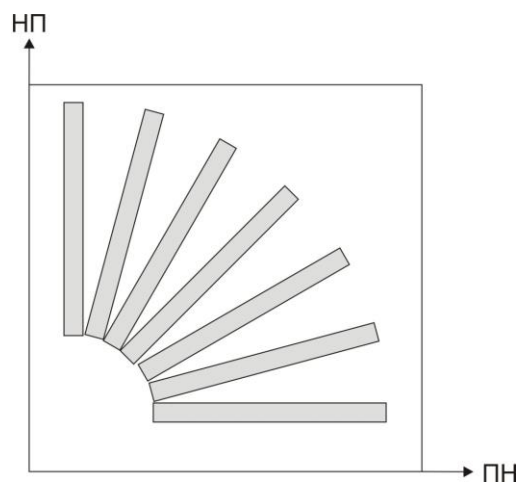


Рис.2.12. Схема вырезки образцов для измерения анизотропии модуля Юнга листа.

Измерения статического модуля Юнга основаны на трехточечном изгибе плоских прямоугольных образцов [137]. Для реализации этой методики было создано простое устройство, обеспечивающее высокую точность экспериментальных данных за счет использования высокоточных грузов для задания нагрузок и применения микрометрических приборов для измерения деформаций (рис.2.13).

Плоский прямоугольный образец 1 помещается на две опоры в виде призм 2. Нагрузка приложена к середине образца через призму 3. Величина стрелы прогиба образца измеряется индикатором 3 с точностью до 0,01мм.

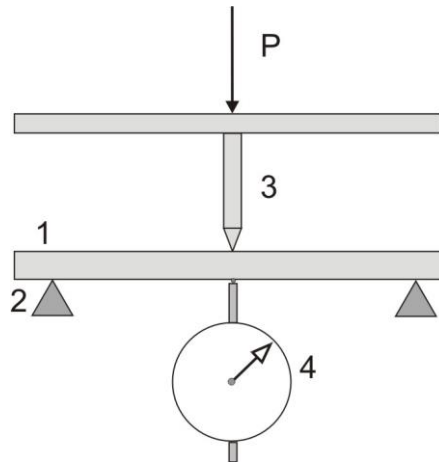


Рис.2.13. Схема установки для измерения модуля Юнга статическим нагружением.

Максимальные напряжения в наружных слоях пластины рассчитываются по формуле [138]:

$$\sigma = P\ell / 4W ,$$

где P – нагрузка, соответствующая массе гири, ℓ – расстояние между неподвижными опорами, W – момент сопротивления относительно горизонтальной оси образца.

Отсюда, для прямоугольного образца шириной b и толщиной d , получим: $\sigma = \frac{3P\ell}{2bd}$,

Деформацию наружных слоев образца рассчитывают по формуле:

$$\varepsilon = \frac{6df}{\ell^2} ,$$

где f - величина стрелы прогиба посередине образца.

Используя приведенные формулы, легко получить выражения для расчета по экспериментальным данным модуля продольной упругости. Для призматического образца получим:

$$E = \frac{P\ell^3}{4fbd^3} .$$

2.4. Представление текстур и их связь с анизотропией свойств

Целью текстурного анализа является установление связи между ориентационным распределением кристаллов в поликристаллическом теле и анизотропией его свойств, а также механизмов пластической деформации, рекристаллизации, фазовых превращений, при различного рода воздействия на поликристалл. Информативность текстуры, прежде всего, определяется способами ее представления (описания), а способы описания текстуры определяются методами ее исследования.

Как отмечалось ранее, наиболее широкое распространение получили дифрактометрические методы исследования текстур с применением, для получения дифракционных картин, рентгеновских, электронных или нейтронных лучей. Дифракционные методы позволяют достаточно просто получить графическое изображение текстуры в виде прямых или обратных полюсных фигур. Поэтому анализ полюсных фигур и предопределил методы представления текстур, наиболее простым из которых является метод идеальных ориентировок (ИО).

Суть метода идеальных ориентировок [8] сводится к тому, что непрерывное распределение кристаллов по ориентациям в поликристалле моделируется одним или несколькими монокристаллами с определенной ориентацией к внешним координатам поликристалла. Для плоских текстур, например листовых поликристаллов, в качестве внешних координат поликристалла принимают: направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и нормальное к листу направление (НН). Тогда идеальная ориентировка задается кристаллографической плоскостью (hkl), лежащей в плоскости прокатки (НП)-(ПН) и кристаллографическим направлением $[uvw]$, совпадающим с НП.

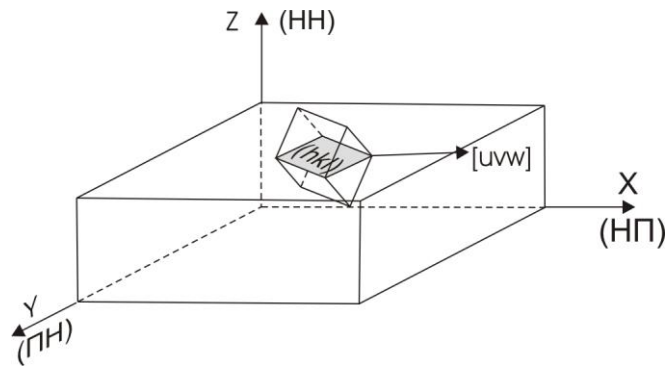


Рис. 2.14. Представление плоской текстуры при помощи идеальной ориентировки $(hkl)[UVW]$

В [139] была показана возможность представления текстур листовых материалов при помощи функций распределения кристаллов по ориентациям (ФРО).

В [140, 141] разработаны практические методы восстановления ФРО из экспериментальных ПФ. Эти методы уже достаточно много лет используются исследователями для изучения формирования плоских текстур ГЦК и ОЦК металлов [142-146], текстурных преобразований при фазовых превращениях [147-151], разработки теории текстурообразования [152-156].

В основе всех трех методов лежит идея представления ориентации кристалла при помощи углов Эйлера. И сама ФРО определяется в пространстве углов Эйлера.

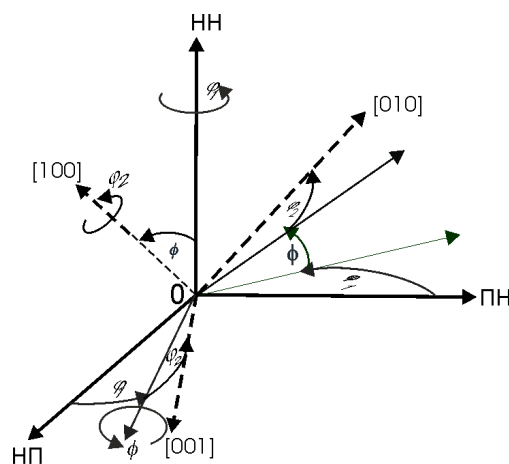


Рис.2.15. Задание ориентации кристалла углами Эйлера $\varphi_1, \varphi, \varphi_2$.

Для этого вводятся две ортогональные системы координат. Одна из них с осями NN, HP и PH жестко связана с образцом; другая – система координат

кристалла. Для кубического кристалла это направления граней куба: $[001]$, $[100]$ и $[010]$ (рис. 2.15). Система углов Эйлера выбирается в виде трех углов, последовательными поворотами на которые осуществляется совмещение указанных систем координат образца и кристалла. Систем углов Эйлера может быть 12. На практике используется система, которая представляет собой поворот на угол φ_1 системы координат кристалла вокруг НН, затем вокруг оси НП на угол ϕ и затем вокруг нового положения НН на угол φ_2 до совмещения осей НП и ПН с соответствующими осями кристалла.

Три параметра $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ полностью определяют положение системы координат кристалла относительно системы координат образца.

Если обозначить совокупность объемов (dV) всех частей поликристалла с координатами $g = (\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ в пределах элементарного объема (dg) через $f(g)$, то

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg, \quad (2.9)$$

где V - общий объем образца, а $f(g)$ - ФРО.

Таким образом, $f(g)$ полностью и однозначно описывает текстуру поликристалла. Она нормируется обычным способом:

$$\int_V f(g)dg = 1 \quad (2.10)$$

В основе метода лежит уравнение, связывающее двумерное распределение нормали к плоскости (hkl) на сфере проекций с трехмерной ФРО.

$$P_{\vec{h}}(\alpha, \beta) = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) d\gamma \quad (2.11)$$

Здесь $P(\alpha, \beta)$ – полюсная плотность в точке со сферическими координатами: азимутальным углом α и меридианным углом – β . Эти углы одновременно являются углом наклона образца к оси гониометра (α) и углом поворота образца около нормали к его плоскости (β). Вектор \vec{h} идентифицирует ПФ. Он обозначает нормаль к той плоскости, которой соответствует данная ПФ.

Теперь главной задачей является решение интегрального уравнения (2.11). Это уравнение относится к классу уравнений Фредгольма 1-го рода [157] и найти его решение в аналитическом виде представляется малоперспективной задачей.

В [140, 141] (2.11) решают в численном виде путем представления обеих частей уравнения в виде рядов разложения по стандартным функциям, которые выбирают исходя из симметрии задачи. Примененная здесь алгебраизация исходного уравнения (2.11) с разложением в ряды его обеих частей позволяет найти значения ФРО в различных точках пространства углов Эйлера, но оценить близость этих значений к реальным аналитически не представляется возможным. Для устранения недостатков этих методов требуется дополнительная экспериментальная информация. Это выражается в том, что необходимо использовать большое количество экспериментальных полюсных фигур, что затрудняет его реализацию.

В [158-161] решение уравнения (2.11) в явном виде имеет вид:

$$f(\vec{h}_1, \vec{h}_2) = P(\vec{h}_1) P(\vec{h}_2 | \vec{h}_1), \quad (2.12)$$

где $P(\vec{h}_1)$ – абсолютная плотность вероятности распределения нормали \vec{h}_1 , а $P(\vec{h}_2 | \vec{h}_1)$ – условная плотность распределения вероятности ориентации вектора \vec{h}_2 в некотором положении при условии, что \vec{h}_1 фиксирован. Подставив (2.12) в (2.11) убеждаемся, что последнее обращается в тождество.

Геометрически уравнение (2.12) означает, что значение $P(\vec{h}_1)$ в направлении \vec{h}_1 равно интегралу по окружности ФРО при фиксированном \vec{h}_1 .

Тогда связь между ФРО $f(\vec{h}_1, \vec{h}_2)$ и полюсной плотностью $P(\vec{h}_1)$ графически можно представить в виде рисунка 2.15.

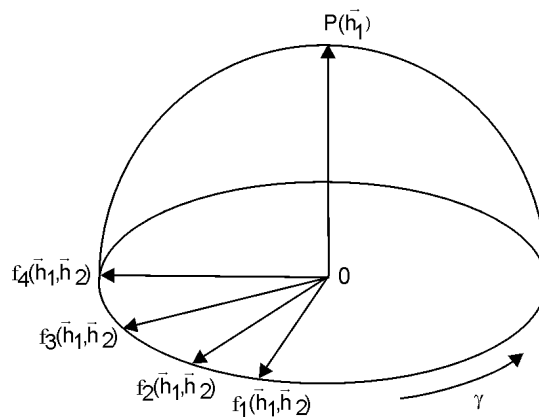


Рис.2.16. Связь полюсной плотности $P(\vec{h}_1)$ и ФРО

При этом на первой полюсной фигуре (ПФ1) нормировку проводим по всей ПФ1, а на второй только по окружности, которую описывает нормаль \vec{h}_2 при вращении вокруг \vec{h}_1 . Таким образом плотность распределения вероятности существования кристаллов с ориентацией (\vec{h}_1, \vec{h}_2) будет равна произведению полюсных плотностей в точках со сферическими координатами (α_1, β_1) и (α_2, β_2) на двух ПФ. Эта величина и есть искомая ФРО:

$$f(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\int_0^{2\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) d\Omega_1 \int_{\ell} P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2) dl_2} \quad (2.13)$$

$$f(g) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) \cdot P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\mathfrak{I}} \sqrt{\left(\frac{\partial \beta_2}{\partial \alpha_2}\right)^2 \cos^2 \alpha_2 + 1} \quad (2.14)$$

2.4.1. Представление кубических текстур при помощи интегральных характеристик

Для расчета анизотропии свойств поли- и монокристаллов в приближении механики сплошных сред ФРО несет избыточную информацию. Поэтому для таких задач с учетом симметрии изучаемого объекта достаточно описывать текстуру не всей ФРО, а некоторыми ее свертками, описывающими вклад текстуры в анизотропию свойств поликристалла.

Анизотропия свойств наиболее резко проявляется в листовых поликристаллах [8, 162]. Известно, что листовые поликристаллы, подвергнутые прямой или поперечной прокаткам, обладают орторомбической симметрией. Оси координат орторомбического квазимонокристалла выбирают совпадающими с НН, НП и ПН. Тогда, по аналогии с анизотропией монокристалла, анизотропия свойств четвертой тензорной размерности, например, для модуля Юнга, запишется в виде [163]:

$$\frac{1}{E(\varphi)} = s_{1111}^T \cos^4 \varphi + s_{2222}^T \sin^4 \varphi + \left(s_{1212}^T + \frac{1}{2} s_{1122}^T \right) \sin^2 2\varphi, \quad (2.15)$$

а для свойств второй тензорной размерности, например, удельного электросопротивления:

$$\rho(\varphi) = \rho_1^T + (\rho_3^T - \rho_1^T) \cos^2 \varphi. \quad (2.16)$$

Пользуясь правилами теории вероятностей [164, 165] по усреднению функций, можно записать выражение, устанавливающее связь между свойствами орторомбического квазимонокристалла и свойствами составляющего поликристалл элементов:

$$s_{ijkl}^T = \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} s'_{ijkl}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \sin \phi d\varphi_1 d\varphi_2, \quad (2.17)$$

где $s'_{ijkl}(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ – значения констант податливости кристалла (элемента поликристалла) в системе координат образца, $\sin \phi d\varphi_1 d\varphi_2 = (dg)$ – элемент объема в пространстве углов Эйлера.

Переход от системы координат кристалла к системе координат образца осуществляется по известному закону [162, 166]

$$s'_{ijkl} = \alpha_{ij} \alpha_{ik} \alpha_{kl} \alpha_{jl} s_{ijkl}, \quad (2.18)$$

где s_{ijkl} – константы податливости монокристалла в системе координат кристалла, α_{mn} – направляющие косинусы.

Теперь выражение (2.17) примет вид:

$$s_{ijkl}^T = \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} s'_{ijkl}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \sin \phi d\varphi_1 d\varphi_2 = \langle s'_{ijkl}(g) \rangle, \quad (2.19)$$

где $\langle \rangle$ означает усреднение по ориентациям.

После преобразований получим:

$$s'_{ijkl} = s_{12} \delta_{ij} \delta_{kl} + \frac{s_{44}}{4} (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) + \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2} s_{44} \right) \sum_{ijkl} . \quad (2.20)$$

Здесь δ_{mn} – символы Кронекера, которые равны 1, если $m=n$ и равны 0, если $m \neq n$.

$$\sum_{ijkl} = \sum_1^3 \alpha_{in} \alpha_{jn} \alpha_{kn} \alpha_{ln} - \text{косинусы углов, задающих ориентацию кристалла}$$

относительно координат образца.

Для анизотропии модуля Юнга в плоскости листа, для листов, состоящих из кристаллов кубической симметрии, получили:

$$E^{-1}(\varphi) = s_{11} - k \psi^{(c)}(\varphi), \quad (2.21)$$

$$\text{где } k = \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2} s_{44} \right),$$

$$\psi^{(c)}(\varphi) = 1 - \left(I_1^{(c)} \cos^4 \varphi + I_2^{(c)} \sin^4 \varphi + 1,5 I_3^{(c)} \sin^2 2\varphi \right), \quad (2.22)$$

$$\left. \begin{aligned} I_1^{(c)} &= \langle a_{11}^4 + a_{12}^4 + a_{13}^4 \rangle \\ I_2^{(c)} &= \langle a_{21}^4 + a_{22}^4 + a_{23}^4 \rangle \\ I_3^{(c)} &= \langle a_{11}^2 a_{21}^2 + a_{12}^2 a_{22}^2 + a_{13}^2 a_{23}^2 \rangle \\ I_4^{(c)} &= \langle a_{33}^4 \rangle \end{aligned} \right\}; \quad (2.23)$$

a_{mn} – косинусы углов, задающих ориентацию кристалла относительно координат образца; символ $\langle \rangle$ означает усреднение по всем ориентациям кристаллов; индексы (c) означают принадлежность кристаллов, составляющих листовой поликристалл, к кубической симметрии; $I_i^{(c)}$ – интегральные характеристики текстуры (ИХТ), которые, представляя собой комбинации направляющих косинусов системы координат кристалла относительно системы координат листа, содержат в совокупности ту часть функции распределения кристаллов по ориентациям, которая ответственна за анизотропию свойств листов, обладающих орторомбической симметрией.

С помощью ИХТ рассчитывается анизотропия модуля сдвига в плоскости листов по формулам:

$$G^{-1}(\varphi) = s_{44} + 2k\psi^{(c)}(\varphi) \quad (2.24)$$

Также можно найти значения свойств в трудноизмеримых направлениях, например, в направлении нормали к плоскости листов кубических поликристаллов:

$$E_{HH}^{-1} = s_{11} - k(1 + I_4^{(c)}), \quad (2.25)$$

где $I_4 = I_1 + I_2 + 2I_3 - 1$

ИХТ могут быть найдены из данных рентгенодифрактометрического анализа путем усреднения (2.8) и по любой весовой функции текстуры. Можно воспользоваться ФРО или функцией распределения плотности нормалей к изотропным плоскостям. Для кубических кристаллов изотропной является плоскость $\{111\}$. Тогда для ПФ $\{111\}$ в сферических координатах α и β ИХТ примут вид:

$$a_{11} = -\frac{1}{\sqrt{2}}\sin\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\cos\alpha\cos\beta + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta \quad (2.26)$$

$$a_{12} = \frac{1}{\sqrt{2}}\sin\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\cos\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \quad (2.27)$$

$$a_{13} = \sqrt{\frac{2}{3}}\cos\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \quad (2.28)$$

$$a_{21} = \frac{1}{\sqrt{2}}\cos\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \quad (2.29)$$

$$a_{22} = -\frac{1}{\sqrt{2}}\cos\beta - \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \quad (2.30)$$

$$a_{23} = \sqrt{\frac{2}{3}}\sin\beta\cos\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\sin\alpha\cos\beta, \quad (2.31)$$

$$a_{31} = \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\cos\alpha, \quad (2.32)$$

$$a_{32} = \frac{1}{\sqrt{6}}\sin\alpha + \frac{1}{\sqrt{3}}\cos\alpha, \quad (2.33)$$

$$a_{33} = -\sqrt{\frac{2}{3}} \sin \alpha + \frac{1}{\sqrt{3}} \cos \alpha . \quad (2.34)$$

ИХТ рассчитываются усреднением по ПФ {111}:

$$I_i = \frac{1}{2\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha, \beta) (a_{ij}^p(\alpha, \beta) + a_{kl}^q(\alpha, \beta) + a_{mn}^r(\alpha, \beta)) \sin \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta , \quad (2.35)$$

$$\text{где } \mathfrak{S} = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{(111)}(\alpha, \beta) \sin \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta \quad (2.36)$$

обеспечивает нормировку ПФ в уровнях средней полюсной плотности;

p, q, r – соответствующие степени для $\alpha_{ij}, \alpha_{kl}, \alpha_{mn}$ соответственно.

Для ОЦК металлов линия (111) отсутствует на рентгенограммах. Поэтому использовать ПФ (111) для таких материалов, например, для обычных сталей, не представляется возможным. В этом случае целесообразно воспользоваться методом расчета ИХТ по результатам измерений анизотропии какого либо тензорного свойства в плоскости листа, например, модуля Юнга. Представив экспериментальную анизотропию модуля Юнга (2.15) в виде ряда Фурье

$$\frac{1}{E(\varphi)} = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi , \quad (2.37)$$

где

$$A_0 = s_{11} - k \left[1 - \frac{3}{8}(I_1 + I_2) - \frac{3}{4}I_3 \right] , \quad (2.38)$$

$$A_2 = \frac{1}{2}k(I_1 - I_2) , \quad (2.39)$$

$$A_4 = \frac{k}{8}(I_1 + I_2 - 6I_3) , \quad (2.40)$$

можно рассчитать ИХТ, если известны константы податливости кубического монокристалла:

$$I_3 = \frac{A_0 - 3A_4 - s_{11} + k}{3k} , \quad (2.41)$$

$$I_2 = \frac{3kI_3 + 4A_4 - A_2}{k} , \quad (2.42)$$

$$I_1 = \frac{3kI_3 + 4A_4 + A_2}{k}. \quad (2.43)$$

Константы податливости для чистых металлов известны [166], а для сплавов могут быть найдены по результатам текстурного анализа и измерений анизотропии упругих свойств. Возможны и другие подходы к нахождению значений ИХТ для конкретного текстурного состояния.

2.5. Выводы

1. Рентгенодифрактометрические методы исследования текстур позволяют получить количественное распределение полюсов кристаллографических плоскостей в поликристалле в виде прямых или обратных полюсных фигур, а также функций распределения ориентаций (ФРО).

Учет дефокусировки при съемке прямых полюсных фигур на рентгеновских дифрактометрах целесообразно проводить безэталонным методом с подбором оптимальной ширины щелей источника и детектора.

2. Экспериментальные прямые полюсные фигуры $\{001\}$ и $\{111\}$ ОЦК металлов, которые невозможно получить рентгенодифрактометрическими методами ввиду закона погасания рефлексов, можно получить, с достаточной точностью, в виде кикучиграмм, полученные методами дифракция обратноотраженных электронов (ДОЭ)

3. Анизотропию упругих свойств листов ОЦК-металлов изучали в диссертации динамическим методом по частоте собственных поперечных колебаний плоских образцов вырезанных под различными углами к главным осям координат листов. Механические свойства изучали стандартными методами.

4. Для расчета анизотропии свойств поли- и монокристаллов в приближении механики сплошных сред ФРО несет избыточную информацию. Поэтому для таких задач с учетом симметрии изучаемого объекта достаточно описывать текстуру не всей ФРО, а некоторыми ее свертками, описывающими

вклад текстуры в анизотропию свойств поликристалла. Для кубических листовых поликристаллов таких сверток достаточно три. Эти свертки называются интегральными характеристиками текстуры и представляют собой комбинации направляющих косинусов системы координат кристалла относительно системы координат поликристалла

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Материалы для исследований.

Одним из главных научных направлений современного материаловедения является разработка и эффективное применение экономно- и микролегированных термически упрочняемых конструкционных сталей. Широкое применение таких материалов требует научно-обоснованных режимов термо-механической обработки листов со стабильным уровнем механических и технологических свойств [1]. Среди современных конструкционных материалов важное место занимают деформационно и термически упрочняемые низкоуглеродистые стали. К ним относятся холоднокатаные формуемые стали имеющие гарантированные свойства формуемости.

По Европейской классификации это Advanced high-strength steels (AHSS): DC 01, DC 03, DC 04, DC06 . Украинские аналоги – 08кп, 08пс, 08Ю.

Формуемые стали подходят для обработки давлением, гибкой, роликовым формованием, формованием растяжением и глубокой вытяжкой. Применение подобных сталей на транспорте дает возможность достигнуть существенного снижения веса конструкций без потери прочностных свойств, а повышенная формуемость значительно расширяет номенклатуру деталей, для изготовления которых используются эти материалы [167].

В качестве модельного материала для исследований выбрали сталь наиболее близкую по содержанию углерода к армко-железу, а именно сталь с содержанием углерода менее 0.06% с минимальным количеством добавок, толщиной 0,89 мм.

Листы исследуемой стали распускали на карты размерами в плане 95x95мм, которые подвергали деформации знакопеременным изгибом (ЗИ) в направлении прокатки (НП), различным числом циклов ЗИ на роликах диаметром 50 мм. Установка для изгиба обеспечивала равномерную

деформацию по всей длине образца (рис.3.1). Один цикл деформирования включал изгиб в одну и противоположную стороны и возвращение образца в выпрямленное состояние. Один изгиб в одну сторону составлял 0.25 цикла. Деформацию наружного слоя за один изгиб оценивали по формуле: $\epsilon = \ln[(D+2h)/(D+h)]$, где D – диаметр изгибающего ролика, h – половина толщины листа.



Рис.3.1. Установка для проведения изгибных деформаций листовых материалов

Из полученных карт вырезали прямоугольные образцы размером 90×12 мм под различными углами к НП, через каждые 15° для измерений модуля Юнга. Механические испытания образцов проводили на стандартных образцах для трех направлений, НП, ПН и НП+45°.

Материалов для исследований влияния деформации растяжения на текстуру и механические свойства служили листы стали DC 04. Иначе St1.03 12 (0.06% С, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S и P) толщиной 0.95 после рекристаллизационного отжига в лабораторной печи (600°С в атмосфере аргона, выдержка 1 час).

Влияние скорости деформации растяжением на механические свойства и текстурные характеристики листов стали St1.03 12 изучали на стандартных

образцах (рис. 3.2), которые вырезали НП и ПН. Образцы растягивали со скоростями перемещения траверса 0.0017, 0.017, 1, 2 и 5 мм/с или ($2.2 \cdot 10^{-5}$,

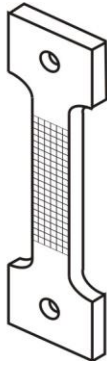


Рис. 3.2. Схема образца с сеткой для деформирования с различной скоростью растяжения

$2.2 \cdot 10^{-4}$, 0.013, 0.027, 0.067) s^{-1} относительно начального сечения до разрушения на разрывной машине "Zwick Z100 (100kN)", класса 0.5 с гарантированной погрешностью не более 0.5%.

Параллельно деформировали растяжением образцы с теми же скоростями до 10% деформации. После деформации эти образцы разрезали в середине рабочей части и от среза, т.е. в очаге деформации проводили съемку кикучиграмм. Данные о микроструктуре и текстуре получали на электронном микроскопе LEO 1455 VP при ускоряющем напряжении 20 кV.

Формирование структуры металла на всех этапах производства полуфабрикатов и изделий почти всегда сопровождается различного рода неоднородностями. Конечные свойства имеют интегральный характер по всему объему объектов. Структурная неоднородность может играть как отрицательную роль, так и служить дополнительным резервом улучшения механических и технологических свойств металлопродукции [168]. Таким образом, неоднородность текстуры по сечению листов может существенно влиять на конечные свойства листовой продукции.

Неоднородность текстуры особенно ярко проявляется в толстолистовом прокате ввиду различия механизмов деформации по толщине листов [2]. Поэтому при дальнейшей обработке листовых полуфабрикатов (изгибе, сварке и пр.) могут наблюдаться неожиданные результаты.

Материалом для исследований неоднородности текстуры служили листы стали высокой прокаливаемости перлитного класса 06Г2МТФБР толщиной 18,7 мм производства Мариупольского завода Ильича. Легирующие элементы: 0,06%С-1,5%Mn-0,28%Si-0,2%Ti-0,27%Mo-0,66%V-0,05%Nb. Производство

таких листов включает в себя изготовление непрерывнолитых слябов с последующей гомогенизацией при температуре 1100° в течение 3-4 часов. Далее проводилась черновая прокатка в интервале температур $1100^{\circ} - 920^{\circ}$ до 50 мм по толщине, а затем окончательная до 18,7 мм с конечной температурой 730°C . Листы разрезали по толщине на 3 пластины. Верхний слой представлял собой пластину от поверхности вглубь листа на 2,5 мм, промежуточный слой – от 3,05 до 5,10 мм и средний слой – от 6,10 до 8,15 мм по толщине.

3.2. Влияние деформации растяжением и сжатием на текстуру и анизотропию упругих свойств листовых поликристаллов α -железа.

Для установления связи между текстурой и анизотропией свойств в ОЦК металлах в качестве модельного материала выбрали сталь наиболее близкую по содержанию углерода к армко-железу, а именно сталь с содержанием углерода менее 0.06% с минимальным количеством добавок. Для этой цели подошла сталь 08 в виде листов толщиной ~ 1 мм с ферритной структурой и средним размером зерна. Предполагается возможность использования данных прямых измерений констант податливости, опубликованные в литературе [169] для монокристаллов армко-железа.

На рисунке 3.3. приведены результаты измерений анизотропии модулей Юнга в плоскости листов исследуемой стали в зависимости от числа циклов ЗИ, а в таблице 1 даны значения амплитуд гармоник представления $\frac{1}{E(\varphi)}$ в виде рядов Фурье, рассчитанные по формуле 2.37.

Анизотропия модуля Юнга в исходном состоянии характерна для кубических кристаллов. Максимум приходится на направление НП+ 45° , минимум – на НП. Характер анизотропии определяется вкладом второй и четвертой гармоник представления анизотропии модуля упругости в виде ряда Фурье. Один цикл ЗИ существенно увеличивает амплитуды вторых и четвертых

гармоник, два цикла – резко понижает амплитуду второй и увеличивает амплитуду четвертой гармоник.

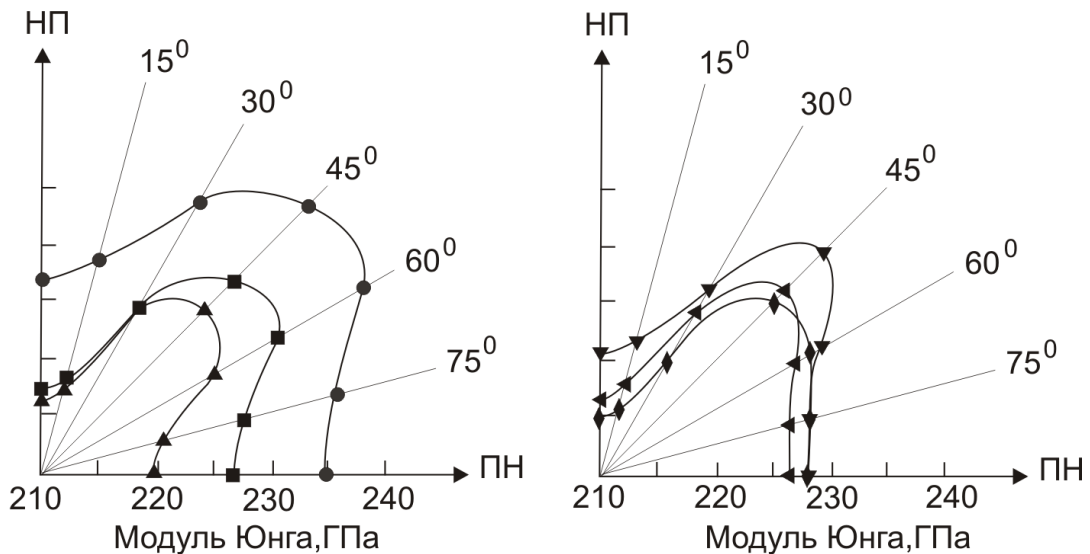


Рис.3.3. Анизотропия модуля Юнга в плоскости листов низкоуглеродистой стали: ● - в исходном состоянии и после деформации знакопеременным изгибом ■ - одним, ▲ - двумя, ▼ - четырьмя, ◄ - шестью и ◆ - восемью циклами.

Таблица 3.1

Зависимость амплитуд гармоник Фурье-анализа анизотропии $1/E(\varphi)$ от числа циклов деформации листов низкоуглеродистой стали знакопеременным изгибом

Число циклов деформации знакопеременным изгибом	Значения амплитуд гармоник ряда Фурье $\frac{1}{E(\varphi)} \times 10^{-12} \frac{M^2}{H}$		
	A_0	A_2	A_4
Исходный	4,22±0,04	0,066±0,001	0,098±0,001
1	4,39±0,04	0,098±0,001	0,105±0,001
2	4,46±0,04	0,023±0,001	0,111±0,001
4	4,44±0,04	0,045±0,001	0,108±0,001
6	4,42±0,04	0,076±0,001	0,095±0,001
8	4,42±0,04	0,09±0,001	0,084±0,001

Начальные стадии ЗИ (1, 2 цикла) существенно изменяют характер анизотропии $1/E$. Если в исходных листах вклад в анизотропию $1/E$ второй и четвертой гармоник соизмерим, а после деформации в НП одним циклом ЗИ практически одинаков, то после двух циклов ЗИ листы обладают анизотропией, вклад в которую четвертой гармоники примерно в пять раз выше, чем второй.

Коэффициент анизотропии, рассчитанный по формуле $\eta = [(E_{\max} - E_{\min})/E_{\min}]100\%$, принимает значения: 7,4%, 6,2%, 7,3%, 7,3%, 7,3%, соответственно для 1, 2, 4, 6 и 8 циклов деформации ЗИ. Свободный член ряда Фурье функции $\frac{1}{E(\varphi)}$ монотонно растет, достигая максимума после 6 циклов ЗИ, а затем колеблется около этого значения. На рисунке 3.4. приведены кривые анизотропии $\frac{1}{E(\varphi)}$ и гармоники их представления в виде рядов Фурье листов исследуемой стали в исходном состоянии и после деформации ЗИ двумя циклом.

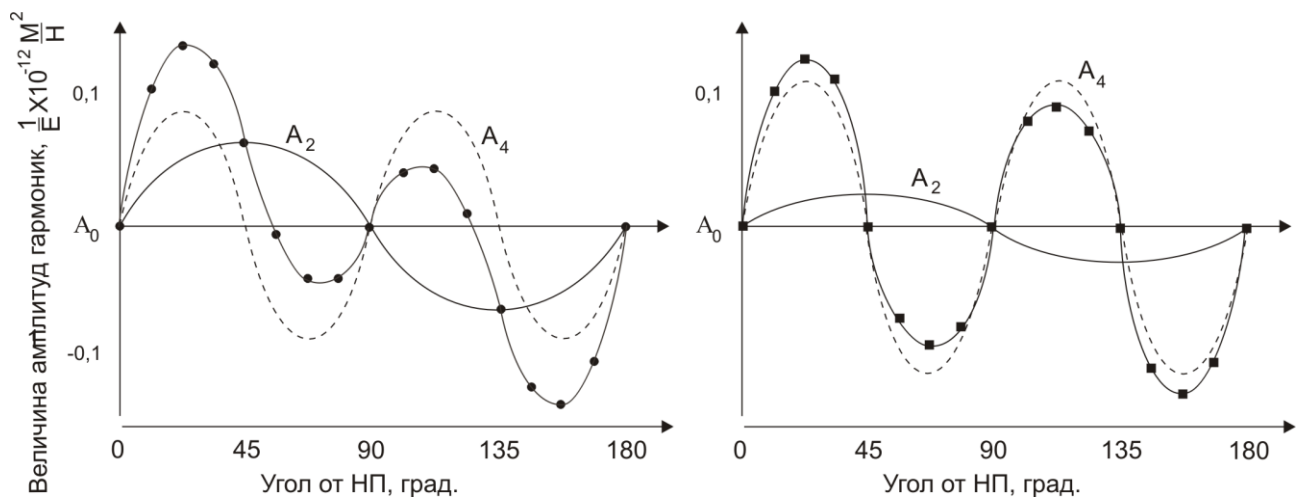


Рис.3.4. Анизотропия $1/E(\varphi)$ листов низкоуглеродистой стали: в ●-исходном состоянии, ■-после деформации двумя циклами знакопеременного изгиба и гармоники представления анизотропии $1/E(\varphi)$ в виде рядов Фурье.

При дальнейшей деформации ЗИ характер анизотропии стремится к первоначальному виду.

Как показали экспериментальные и теоретические исследования в холоднокатаных от бестекстурного состояния листах ОЦК металлов возможно образование текстуры, характеризуемой компонентами $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ и $\{111\}\langle 110 \rangle$ [170]. Их процентное содержание в текстуре листов ОЦК металлов зависит от условий деформирования [171, 172].

Анализ текстуры листов низкоуглеродистой стали толщиной с помощью функций распределения ориентаций выделяет в листах ОЦК металлов

α -аксиальные ориентировки $(112)[1\bar{1}0]$, $(001)[1\bar{1}0]$ и γ -аксиальные $(111)[0\bar{1}1]$ и $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$. При деформации с большими обжатиями α -аксиальные смещаются к $\{112\}\langle 1\bar{1}0\rangle$, причем компонентой $\{001\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ можно пренебречь, а γ -аксиальные смещаются к $\{111\}\langle 112\rangle$ [10].

Отличие имеет место лишь в интенсивности компонент текстуры. В значительном количестве ($\sim 40\%$ и более) присутствуют ориентировки $\{111\}[UVW]$, а также $\{100\}[110]$ (5-10%) и $\{112\}[110]$ (20-30%).

Ориентировки типа $\{111\}\langle UVW\rangle$ являются изотропными в отношении свойств четвертой тензорной размерности и не оказывает влияния на анизотропию исследуемых листов. В [173] было показано, что плоскость (100) в кубическом кристалле является анизотропной и характер ее анизотропии определяется второй гармоникой представления анизотропии в виде ряда Фурье.

Анизотропия упругих свойств с высоким вкладом четвертой гармоники характерна для ориентировок $\{112\}[1\bar{1}0]$, $\{11\bar{2}\}[111]$ и $\{013\}[100]$. Области повышенной полюсной плотности на ПФ обычно имеют значительную протяженность [8], и, соответственно, локальные области для приведенных ориентировок за счет рассеяния могут перекрываться. Поэтому целесообразно обращать внимание, главным образом, на те из них, которые вносят значительный вклад в интегральную анизотропию текстурированного объекта.

При ЗИ наибольшие деформации укорочения и удлинения испытывают поверхностные и прилежащие к ним слои. Средний слой можно считать не подверженным деформации. Поэтому главные изменения текстуры происходят именно на поверхности листов. Судя по анизотропии свойств, основные текстурные превращения имеют место уже после одного-двух циклов ЗИ. Причем один цикл приводит к резкому усилению компонент с анизотропией, характеризуемой второй гармоникой ряда Фурье, а два цикла и более развивает ориентировку с анизотропией свойств упругости четвертой гармоники. Согласно [173] ориентировками с симметрией анизотропии характеризуемой

второй гармоникой ряда Фурье являются $\{001\}[100]$, $\{001\}[110]$, а четвертой – $\{112\}[1\bar{1}0]$, $\{11\bar{2}\}[111]$ и $\{013\}[100]$.

Достаточно резкое изменение характера анизотропии при ЗИ свидетельствует в пользу возможной переориентировки за счет процессов двойникования. В гексагональном магнии это явление наблюдали достаточно четко [174]. В исследуемой стали с ОЦК решеткой явление двойникования также возможно по плоскости (111), однако анализ двойниковых переориентировок показал, что двойниковая ориентация компоненты $\{111\}[UVW]$ попадает в область рассеяния на ПФ ориентировки $\{001\}[110]$. Поэтому считается, что двойникование не образует новых ориентировок, но меняет соотношение интенсивности традиционных. Во всяком случае, можно сказать, что на начальных стадиях деформации ЗИ преимущественными ориентировками являются ориентировки типа $\{001\}[100]$, $\{001\}[110]$, а при дальнейшей деформации преимущественными становятся ориентировки типа $\{112\}$, $\{013\}[UVW]$.

По (2.41)-(2.43) и данным таблицы 3.1 рассчитали значения ИХТ для листов низкоуглеродистой стали, подвергнутым разному числу циклов ЗИ (табл. 3.2). В качестве компонент тензора податливости монокристалла использовали данные для чистого железа [169]: ($s_{11} = 0,748$, $s_{12} = -0,275$, $s_{44} = 0,849$) $\times 10^{-11}$ Па⁻¹.

Таблица 3.2

Интегральные характеристики текстуры листов низкоуглеродистой стали, деформированных знакопеременным изгибом

Число циклов деформации знакопеременным изгибом	Интегральные характеристики текстуры		
	I_1	I_2	I_3
Исходный	0,482	0,460	0,160
1	0,517	0,484	0,144
2	0,518	0,510	0,147
4	0,519	0,505	0,142
6	0,517	0,492	0,147
8	0,520	0,488	0,149

I_1 и I_2 уже после одного цикла деформации ЗИ растут, а I_3 – падает. Два цикла дальше увеличивают I_2 , и также незначительно увеличивают I_1 . Дальше I_2 монотонно уменьшается, а I_1 и I_3 колеблются около некоторых средних значений. Можно предположить, что значительное изменение ИХТ на начальных этапах деформации ЗИ отображает интенсивное изменение текстуры за счет появления новых ориентировок. Дальше процесс деформации сопровождается развитием образовавшихся ориентировок и проникновением их вглубь от поверхности листов.

По (2.24) нашли анизотропию модуля сдвига в плоскости листов, подвергнутых деформации знакопеременным изгибом, результаты которых для некоторых из них, с наиболее характерными изменениями, приведены на рисунке 3.5.

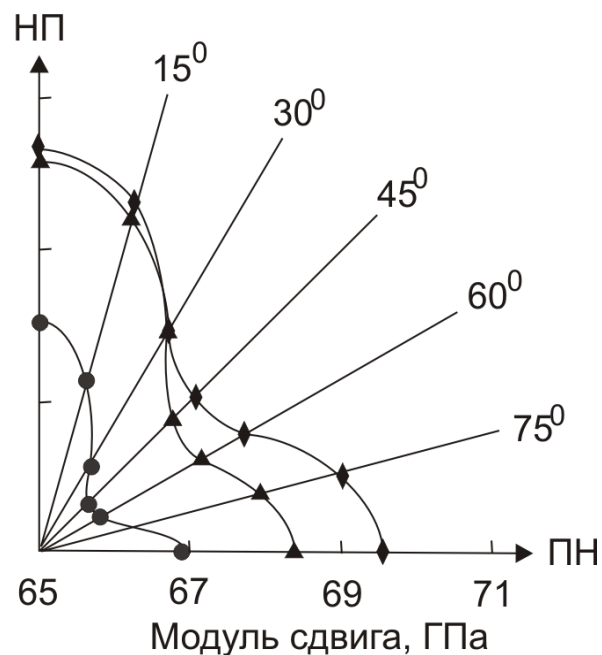


Рис. 3.5. Анизотропия модуля сдвига в плоскости листа низкоуглеродистой стали: в ● - исходном состоянии и после деформации знакопеременным изгибом двумя - ▲ и восемью - ◆ циклами.

Используя ИХТ и значения компонент податливости для монокристаллов железа, рассчитали значения модуля Юнга в нормальном к плоскости листов направлении для листов исследуемой стали в исходном состоянии и деформированных ЗИ по (2.25). Результаты расчета приведены в таблице 3.3.

Таблица 3.3

Значения модуля Юнга листов низкоуглеродистой стали в нормальном к плоскости листов направлении, деформированных знакопеременным изгибом

Значения модуля Юнга в НН, $E_{НН}$, ГПа					
Число циклов деформацией знакопеременным изгибом					
0	1	2	4	6	8
169,15±1,69	173,9±1,73	180,09±1,80	177,41±1,77	176,47±1,76	177,04±1,77

Анизотропия модуля сдвига по характеру противоположна таковой для модуля Юнга. В среднем модуль сдвига примерно в три раза меньше модуля Юнга. Величина анизотропии модуля сдвига в плоскости листов меньше, чем для модуля Юнга, существенные изменения анизотропии модуля сдвига имеют место после деформации ЗИ одним-двумя циклами.

Модуль Юнга в НН меняется в зависимости от числа циклов деформации ЗИ в пределах 5-6% и, как и для модуля Юнга в плоскости, наиболее резкое изменение приходится на начальные деформации ЗИ.

В процессе деформации знакопеременным изгибом листового проката различные слои листа попеременно испытывают деформацию растяжения и сжатия с градиентом к средней плоскости, которая считается недеформируемой. Схема напряженно-деформированного состояния такова, что на отдельные зерна действуют пары сил, действие которых благоприятно для реализации процессов двойникования. Вероятность таких процессов отмечалась в [10]. Поэтому полученные нами результаты позволяют заключить, что на начальных стадиях ЗИ (один-два цикла) деформация осуществляется за счет процессов двойникования.

Следует отметить, что знание интегральных характеристик вполне достаточно для прогнозирования анизотропии свойств кубических металлов, поддающихся тензорному описанию. ИХТ могут быть определены различными способами, включая и те, которые не требуют применения различного рода

ионизирующих излучений. Такие характеристики могут быть полезны конструкторам для учета «эффекта текстуры» во многих практических задачах.

3.3. Механические свойства листов низкоуглеродистой стали, деформированных знакопеременным изгибом

На рисунке 3.7 приведены кривые растяжения образцов из низкоуглеродистой стали, вырезанных под разными углами к НП в исходном состоянии и после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба. Для каждого из циклов приведены микроструктуры, полученные в сечении образцов, перпендикулярно НП и параллельно ПН (рис.3.5).

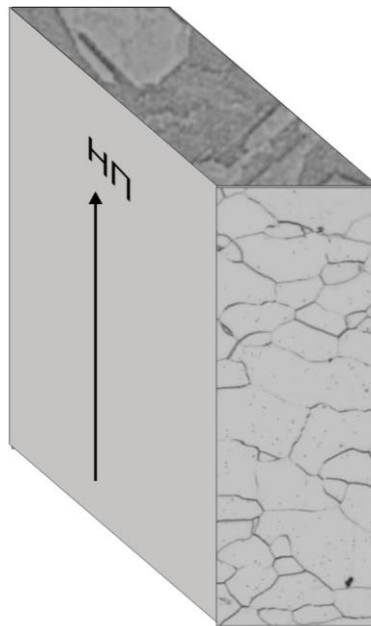


Рис.3.6. Съемка микроструктуры от плоских образцов, деформированных знакопеременным изгибом

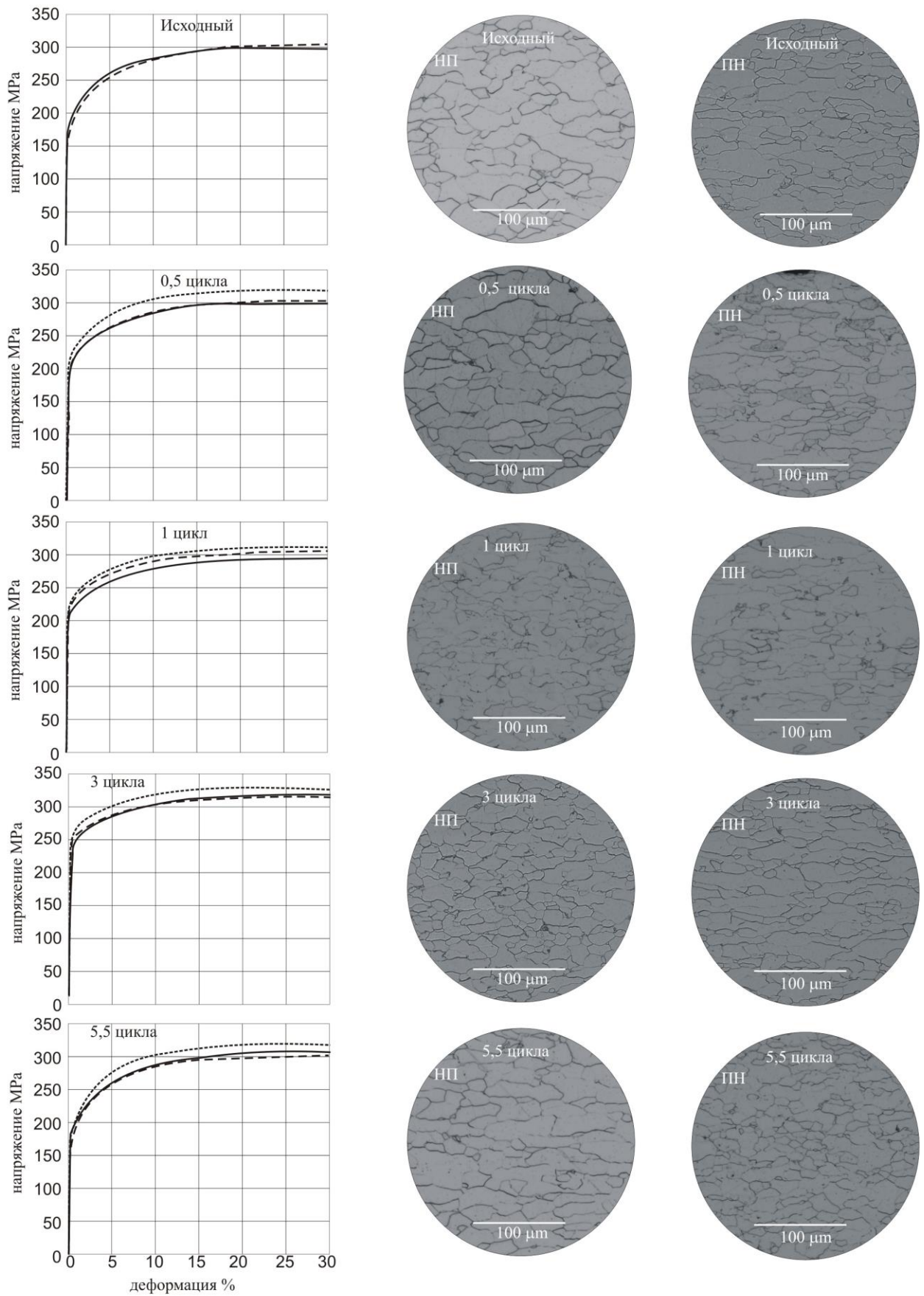


Рис.3.7. Кривые растяжения и микроструктуры образцов стали, деформированных различным числом циклов знакопеременного изгиба в НП (сплошная линия), ПН (точечная линия) и в НП+45° (штриховая линия)

Из кривых следует, что в исходном состоянии предел упругости ниже, чем в деформированных образцах. Соответственно, предел текучести всех деформированных образцов выше исходного.

Таблица 3.4.

Анизотропия механических свойств низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба

Число циклов ЗИ	Направление измерения	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное равномерное удлинения, %	Относительное удлинение, %
0	НП	178,25	302,8	24,8	55,50
	ПН	176,00	304,3	27,2	58,10
0,5	НП	202,33	299,7	24,4	55,9
	НП+45 ⁰	220,00	317,3	21,7	50,0
	ПН	207,67	303,3	24,4	55,1
1	НП	211,33	298	25	55,10
	НП+45 ⁰	220,33	318,3	23,6	52,50
	ПН	218,33	301,7	26	56,10
3	НП	220,33	298	25	55,1
	НП+45 ⁰	236,67	318,7	24,4	55,90
	ПН	226,00	303	21,7	55,10
5,5	НП	184	307	26,95	58,6
	НП+45 ⁰	190	319	24,01	52,7
	ПН	183	303	25,2	56,1
11	НП	184	305	26,88	57,8
	НП+45 ⁰	189	317	23,74	51,2
	ПН	183	301	25,38	52,6

Если предел текучести для исходных листов мало отличается в НП и ПН, то деформация 0,5 циклами ЗИ формирует существенную анизотропию $\sigma_{0,2}$ в

плоскости листов (8%). Значения этой характеристики прочности после такой обработки растут по всем направлениям (~13%). Деформация 1 циклом ЗИ стимулирует дальнейшее увеличение $\sigma_{0.2}$ в НП и ПН, а в (НП+45°) значение этой характеристики прочности не меняется относительно предыдущей деформации. Деформация 3 циклами ЗИ повышает значение $\sigma_{0.2}$ по всем направлениям, увеличивается и анизотропия этого свойства. Дальнейшее увеличение числа циклов ЗИ (до 5,5 и 11) приводит к уменьшению значений предела текучести по всем направлениям и уменьшению ее анизотропии в плоскости листов. Таким образом, главные текстурные и структурные изменения наблюдаются на начальных стадиях деформации ЗИ, а именно на стадии до 3 циклов ЗИ.

Изменение предела текучести и предела прочности после различного числа циклов знакопеременного изгиба представлены на рисунках 3.8 и 3.9.

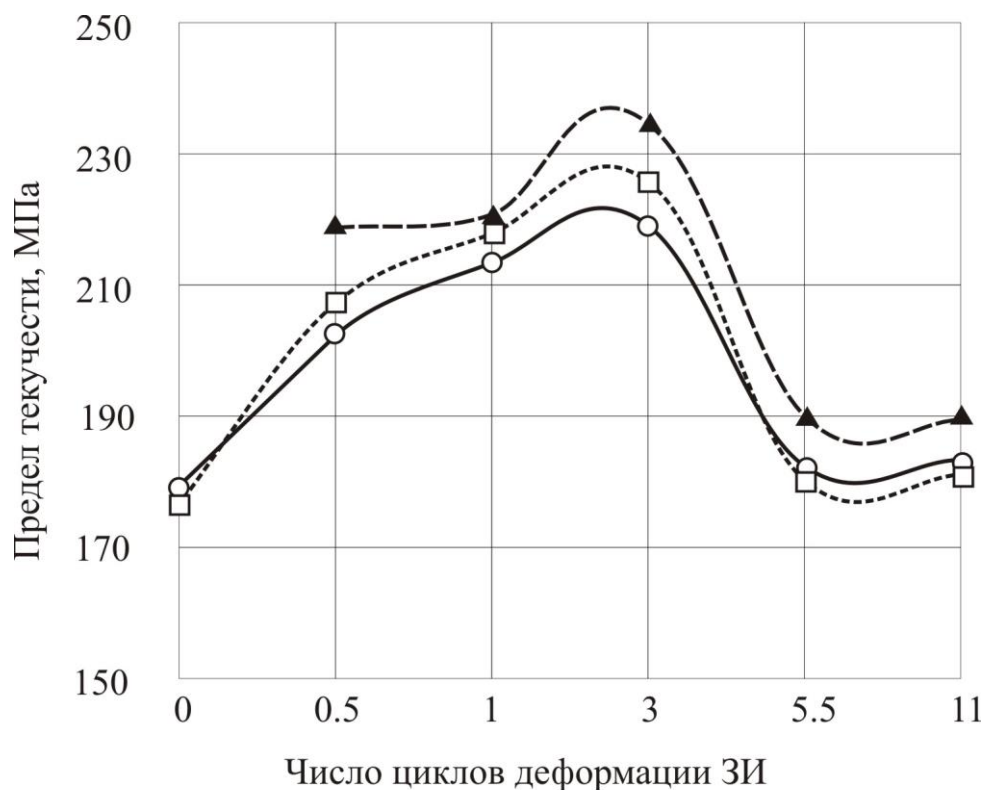


Рис. 3.8. Изменение значения предела текучести листов низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба (ЗИ) в главных направлениях: ○ – НП, □ – ПН, ▲ – (НП+45°)

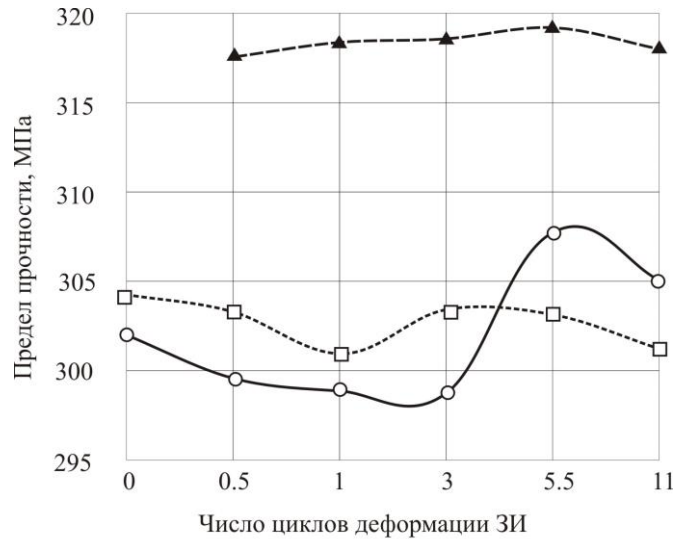


Рис. 3.9. Изменение значения предела прочности листов низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов ЗИ в главных направлениях:
 ○ – НП, □ – ПН, ▲ – (НП+45°)

Далее, с увеличением числа циклов ЗИ, процессы, происходящие в исследуемой стали, в основном, влияют на сплошность материала и мало изменяют характеристики текстуры и анизотропии.

Характеристики пластичности меняются после каждого цикла деформации ЗИ тоже циклически, колеблясь для каждого из направлений около некоторого среднего значения. Это имеет место и для относительного равномерного удлинения (рис. 3.10) и для относительного удлинения (рис.3.11).

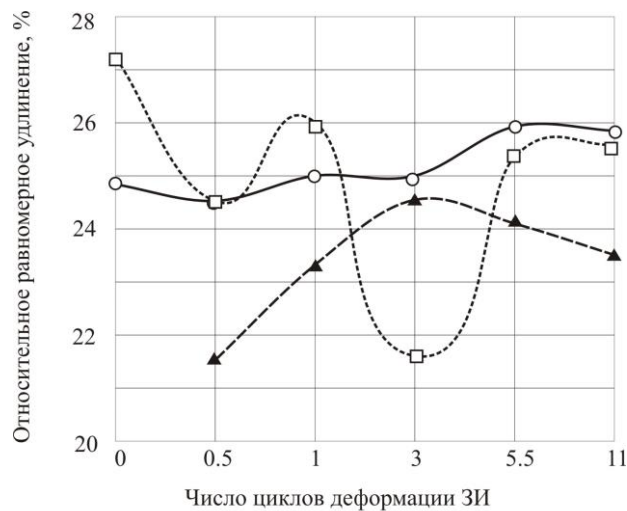


Рис. 3.10. Изменение значения относительного равномерного удлинения листов низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба (ЗИ) в главных направлениях:
 ○ – НП, □ – ПН, ▲ – (НП+45°)

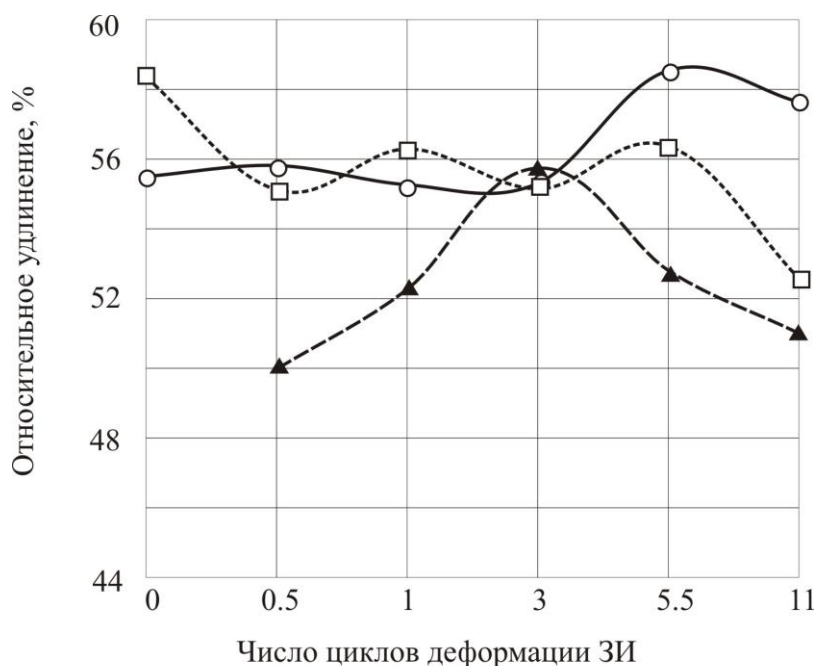


Рис. 3.11. Изменение значения относительного удлинения листов низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба (ЗИ) в главных направлениях: ○ – НП, □ – ПН, ▲ – (НП+45°)

Интересным является поведение средних значений в плоскости листов характеристик прочности (рис 3.12). Предел текучести (средний) растет и достаточно резко до некоторого максимального значения после деформации малым (< 3) числом циклов ЗИ. Предел прочности (деформационное упрочнение) растет на самых начальных степенях деформации. Затем, после небольшого падения в области 1-3 циклов ЗИ, продолжает расти до некоторого наибольшего значения. После деформации числом циклов > 5.5 наблюдается разупрочнение, т.е. уменьшение этой характеристики прочности. Предел текучести начинает уменьшаться и достаточно резко уже после 3 циклов ЗИ.

Обобщая вышесказанное можно заключить, что упругие и механические свойства ведут себя при деформации ЗИ одинаково. Анизотропия данных свойств характерна тем, что их максимальные значения приходятся на направления, образующие с НП углы $\sim 45^\circ$. Для упругих свойств, анизотропия которых поддается аналитическому описанию при помощи тензоров четвертого ранга, соответствует экспериментальной анизотропии, если бы в плоскости

прокатки формировалась бы текстура с ориентировками типа $\{112\}[1\bar{1}0]$, $\{11\bar{2}\}[111]$ и $\{013\}[100]$.

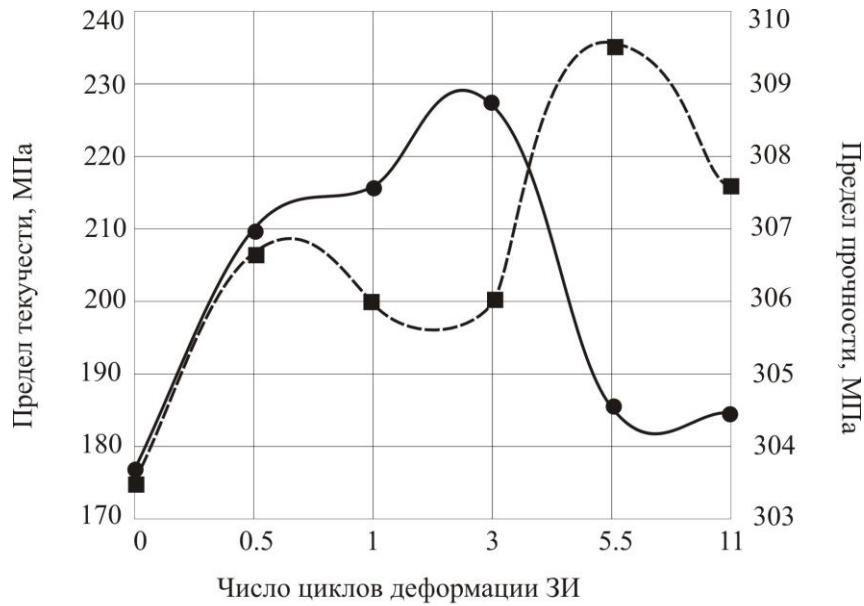


Рис. 3.12. Изменение средних значений характеристик прочности листов низкоуглеродистой стали после деформации различным числом циклов знакопеременного изгиба: ● – предел текучести, ■ – предел прочности

Интегральные характеристики мало меняются в зависимости от числа циклов ЗИ. Хотя анизотропия всех свойств меняется существенно, меняются немонотонно и средние значения упругих и механических свойств. Последнее возможно при изменении текстуры и самой дефектной структуры. При ЗИ основные текстурные изменения протекают на поверхности листов. Причем не в одинаковой степени с обеих сторон. В поверхностных слоях, подвергнутых растяжению, основным механизмом пластической деформации представляется множественное скольжение, в слоях, подвергнутых сжатию, большую роль играет двойникование. Это видно на микрофотографиях рисунка 3.7. Двойникование в ОЦК металлах проходит по системе $\{111\}$, однако двойниковая ориентация компоненты $\{111\}[UVW]$ попадает в область рассеяния на ПФ ориентировки $\{001\}[110]$. Поэтому двойникование не образует новых ориентировок, но меняет соотношение интенсивности традиционных. Свойства же меняются в соответствии с некоторыми «сильными» компонентами, а ИХТ находятся по средним из присутствующих.

Поэтому наблюдаемое изменение ИХТ хотя и характеризует анизотропию свойств, но по некоторой усредненной текстуре. В реальности же за счет неоднородности текстуры вклад в анизотропию одного из слоев может быть намного больше другого, что требует отдельных исследований по неоднородности текстуры и анизотропии свойств по сечению листовых поликристаллов.

3.4. Структура и текстура листов стали St1.03 12 в исходном состоянии

На рисунке 3.13 приведены микроструктуры листов стали St1.03 12 от плоскости прокатки и в сечении листа, перпендикулярно направлению прокатки. В плоскости листов зерна вытянуты, в поперечном сечении – зерна приблизительно равноосны. Разность в цветах зерен свидетельствует о различной их ориентации, т.е. о текстуре.

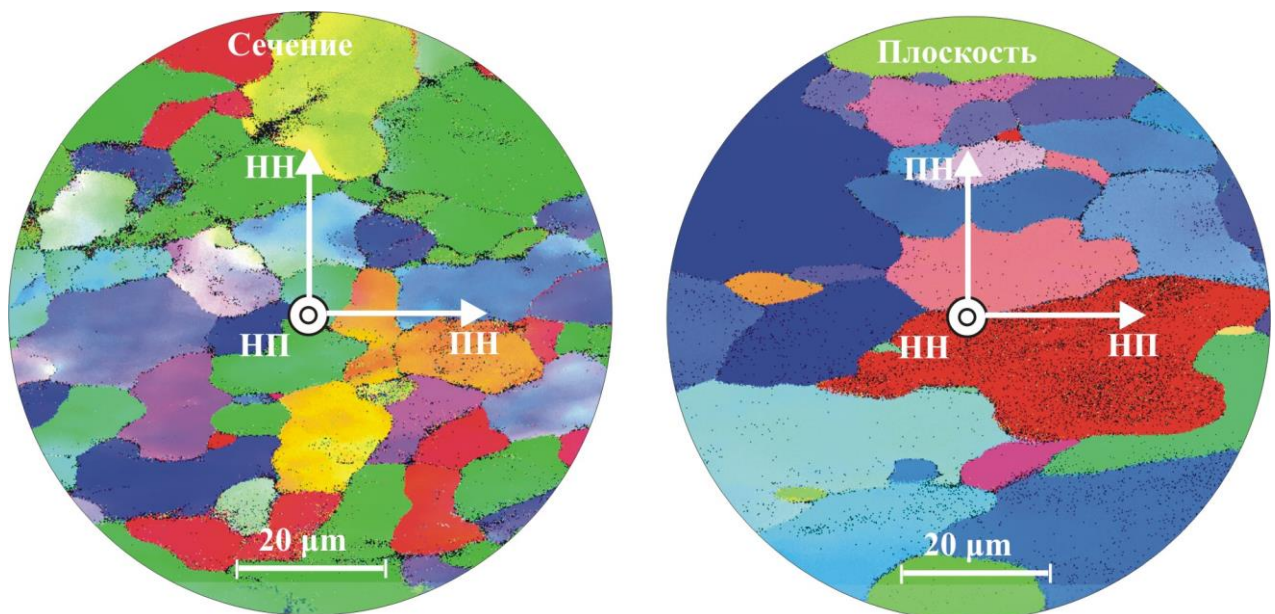


Рис.3.13. Микроструктура листов стали St1.03 12 после рекристаллизационного отжига в А - плоскости листов и В - в сечении, перпендикулярном направлению прокатки. НП - направление прокатки, ПН - поперечное направление и НН - нормальное к плоскости листа направление

При построении ПФ использовали результаты анализа кикучиграмм, полученных методом дифракция обратноотраженных электронов (ДОЭ) от небольшого количества зерен (~50) (рис 3.124). Поэтому для улучшения статистики по данным, полученным в 20 различных точках сечения листов, построили ПФ $\{111\}$, $\{110\}$ и $\{100\}$. Для этой цели ПФ накладывали друг на друга и проводили усреднение по всем ПФ. Затем полученную ПФ усредняли относительно НН и ПН. Полусную плотность определяли относительно фоновой интенсивности.

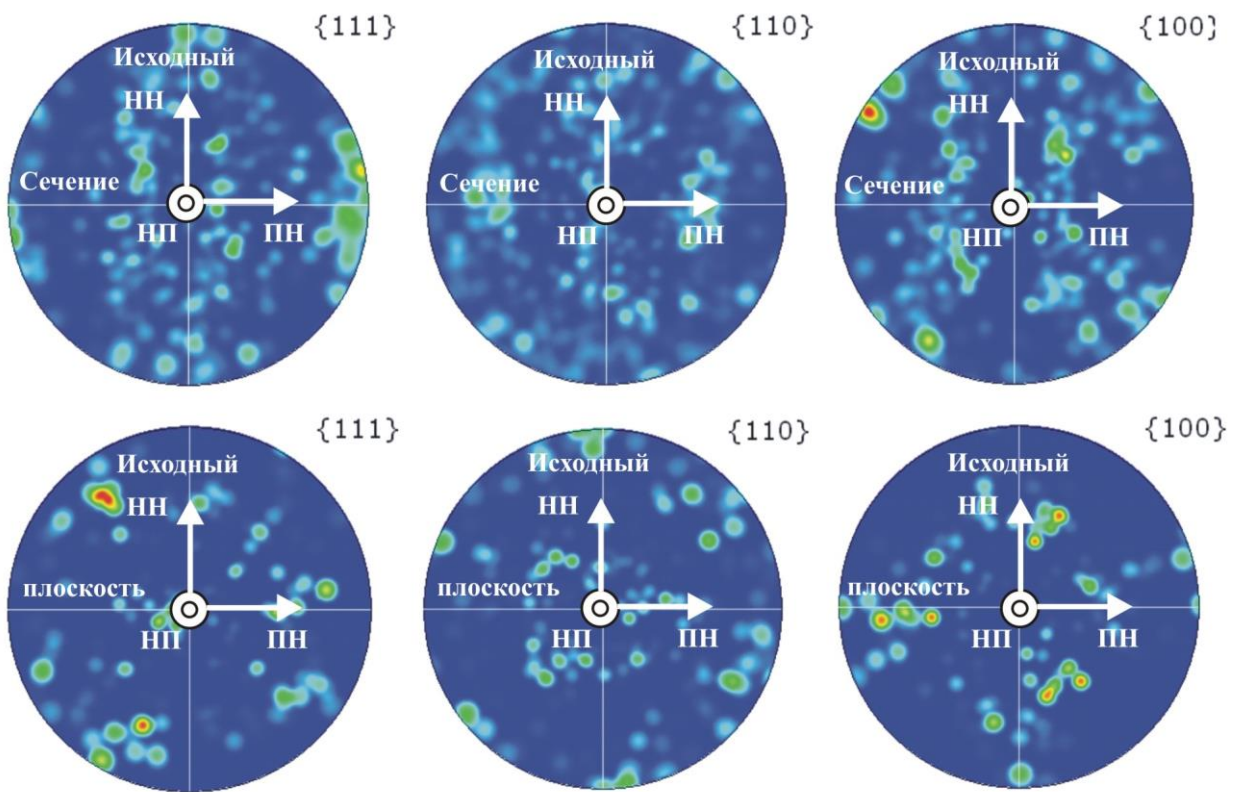


Рис.3.14. Полусные фигуры от плоскости и сечения исходных листов стали St1.03 12, построенные от площади электронного пучка в автоматическом режиме по анализу кикучиграмм.

На рисунке 3.15 приведены усредненные ПФ $\{111\}$ и $\{011\}$ исследуемой стали, построенные по результатам анализа кикучиграмм, полученных методом ДОЭ и подобранные идеальные ориентировки, описывающие текстуру в плоскости листов и в сечении, перпендикулярном НП.

На ПФ $\{111\}$ от плоскости листов выходами нормалей $[111]$ заполнен центр, что свидетельствует о присутствии в текстуре листов значительного количества ориентировок типа $(111)[uvw]$. Текстура листов достаточно хорошо описывается ориентировками $(111)[12\bar{3}]$ и $(111)[11\bar{2}]$, а также близкими к ним $(554)[22\bar{5}]$ и $(10\ 8\ 7)[13\bar{5}]$, в области рассеяния входят ориентировки $(335)[7\ 1\bar{2}\ 3]$ и $(112)[6\bar{8}1]$. Присутствует также и ориентировка $(100)[001]$, а в области рассеяния – $(100)[012]$.

ПФ $\{111\}$ от сечения, перпендикулярного НП, описываются хорошо ориентировками: $(522)[4\bar{5}\bar{5}]$, $(135)[10\ 8\ \bar{7}]$, $(681)[1\ \bar{1}\ 2]$, $(7\ 12\ 3)[\bar{3}\bar{3}\bar{5}]$, $(112)[11\ \bar{1}]$, $(123)[11\ \bar{1}]$, $(012)[100]$, $(001)[100]$, которые связаны с ориентировками для соответствующей ПФ от плоскости листов соотношением: $(h_1k_1l_1) = (u_2v_2w_2)$ и $[u_1v_1w_1] = [h_2k_2l_2]$, где индекс (1) отвечает ориентировкам в плоскости листа, а (2) в его сечении, перпендикулярном НП.

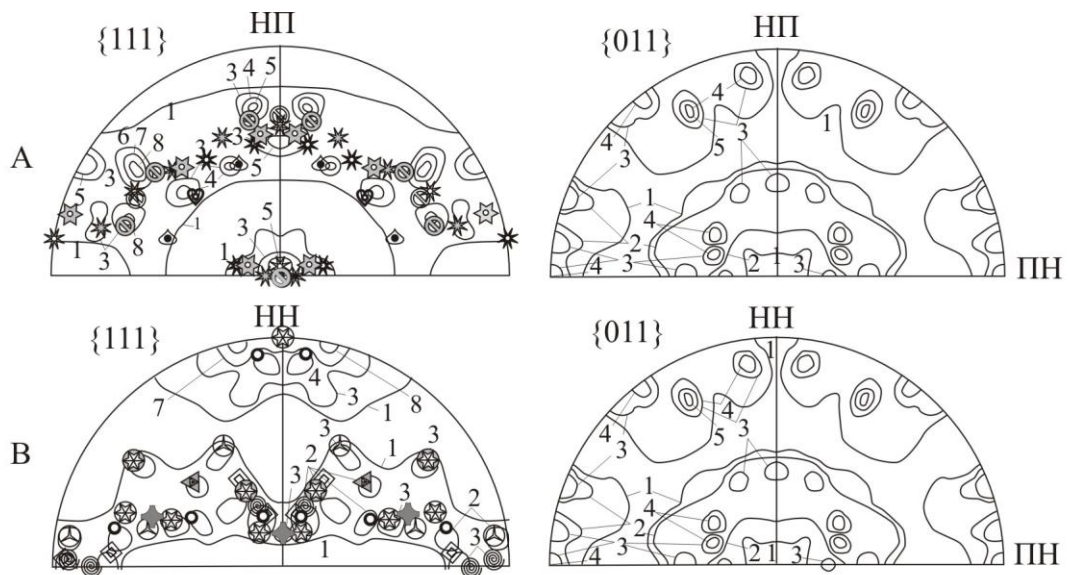


Рис. 3.15. Полюсные фигуры $\{111\}$ и $\{011\}$ листов рекристаллизованной стали от А - плоскости прокатки и В - сечения, перпендикулярного направлению прокатки, и соответствующие им идеальные ориентировки:

$(554)[22\bar{5}]$ (-*-*), $(10\ 8\ 7)[13\bar{5}]$ (-*-*), $(112)[6\bar{8}1]$ (-*-*), $(335)[7\ 1\bar{2}\ 3]$ (-*-*),
 $(111)[11\bar{2}]$ (-⊙-), $(111)[12\bar{3}]$ (-⊙-), $(100)[012]$ (-⊙-), $(001)[100]$ (-⊙-), $(522)[4\bar{5}\bar{5}]$ (-⊙-),
 $(135)[10\ 8\ \bar{7}]$ (-⊙-), $(7\ 12\ 3)[\bar{3}\bar{3}\bar{5}]$ (-⊙-), $(681)[11\bar{2}]$ (-⊙-), $(112)[11\ \bar{1}]$ (-⊙-),
 $(123)[11\ \bar{1}]$ (-⊙-), $(012)[100]$ (-⊙-), $(001)[100]$ (-⊙-)

Приведенные на рисунке 3.15 ПФ $\{011\}$ согласуются с данными [10] для текстур рекристаллизации ОЦК металлов и сплавов (данные по ПФ $\{111\}$ листов ОЦК металлов в литературе отсутствуют). В [10] предполагается, что в ОЦК металлах при отжиге возможно возникновение и развитие текстур с ориентировками $\{554\}\langle 22\bar{5} \rangle$ (если предшествующая текстура прокатки описывалась ориентировками $\{112\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$) или $\{10\ 8\ 7\}\langle 13\bar{5} \rangle$ и $\{554\}\langle 225 \rangle$ (если в предыдущей отжигу текстуре кроме $(112)[1\bar{1}0]$ присутствовали дополнительные составляющие $(111)[1\bar{1}0]$ и $(111)[11\bar{2}]$). Эти ориентировки присутствуют на приведенных ПФ. Ориентировка текстуры отжига $(111)[110]$, которая прогнозируется в [10] как ответственная за компоненту $(001)[110]$ текстуры прокатки на приведенных ПФ отсутствует. Отсутствуют также и ориентировки $(011)[hkl]$, которые наблюдали в листах трансформаторной стали [10].

По (2.26)–(2.36) рассчитали ИХТ по данным распределения плотности полюсов $[111]$ для плоскости прокатки и сечения листов исследуемой стали. Значения ИХТ составили: $I_1^{(ND)} = 0.68$, $I_2^{(ND)} = 0.62$, $I_3^{(ND)} = 0.23$ (для плоскости прокатки) и $I_1^{(RD)} = 0.73$, $I_2^{(RD)} = 0.64$, $I_3^{(RD)} = 0.18$ (для сечения листа).

Так как ИХТ, полученные из ПФ $\{111\}$ от плоскости листов и перпендикулярного НП сечения, фактически описывают одну и ту же текстуру, то и между ИХТ в двух взаимно перпендикулярах плоскостях имеется достаточно четкая связь: $I_2^{(ND)} \approx I_2^{(RD)}$, так как они определяют значение модуля Юнга в ПН, а I_4^{ND} , рассчитанная по (2.23), определяющая значение модуля Юнга в НН, близка к $I_1^{(RD)}$, определяющая значение модуля Юнга в НП.

Анизотропию I/E рассчитали по (2.21) (рис.3.16) для плоскости прокатки и сечения, перпендикулярного НП. В качестве констант податливости s_{ij} использовали данные для железа ($s_{11}=0.748$, $s_{12}= -0.275$, $s_{44}=0.849$) $\times 10^{-11}$ Па⁻¹, приведенные в [169]. Результаты расчетов $I/E(\varphi)$ для плоскости листов хорошо

согласуются с данными прямых измерений анизотропии модуля Юнга динамическим методом.

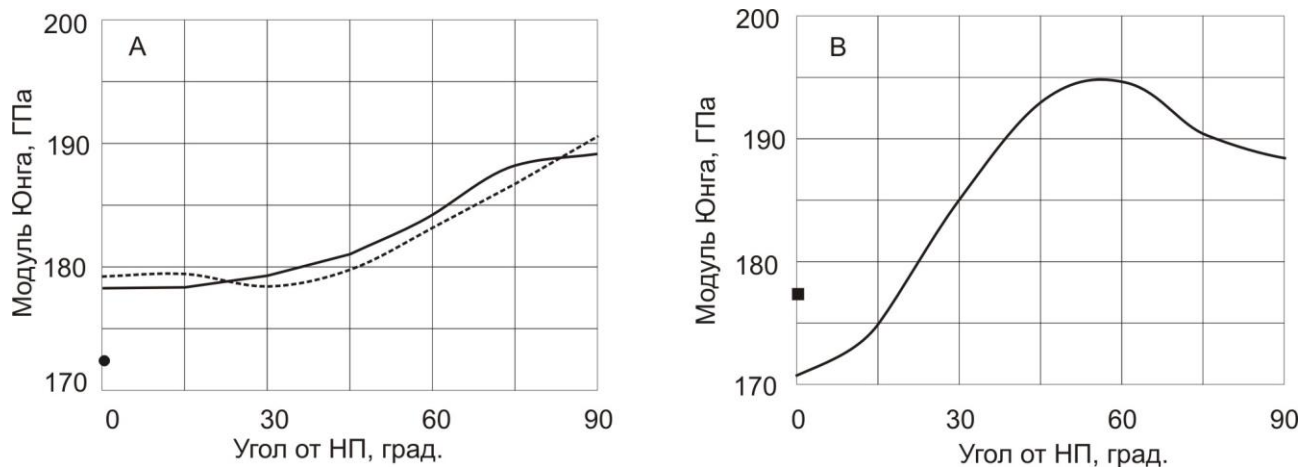


Рис. 3.16. Анизотропия модуля Юнга в А - плоскости листа стали St1.03 12 и В – в сечении листов, перпендикулярном направлению прокатки: (—) расчетные значения, (- - -) - экспериментальные значения модуля Юнга в плоскости листа; ● - значение модуля Юнга в НН к плоскости листа и ■ - значение модуля Юнга в НН к плоскости сечения листа

Из геометрических соображений видно, что значение модуля Юнга в НН, при расчете с использованием значений ИХТ в плоскости листа, соответствует его значению при $\varphi = 0^\circ$, при использовании ИХТ в сечении листа и, наоборот, значение модуля Юнга в НН по данным ИХТ в плоскости листа должно соответствовать его значению в направлении, перпендикулярном сечению листа, при использовании соответствующих ИХТ. Эту связь мы наблюдаем в результате расчетов значений модуля Юнга E в направлениях, перпендикулярных плоскостям съёмки кикучиграмм, которые рассчитали по формуле (2.25): $E_{НН}^{ND} = 172.3$ ГПа и $E_{НН}^{RD} = 177$ ГПа.

3.5. Влияние скорости деформации растяжением на микроструктуру и текстурные характеристики листов низкоуглеродистой стали

На рисунке 3.17 приведены микроструктуры листов стали после деформации растяжением с различными скоростями. Наиболее резко микроструктура меняется при самой малой скорости растяжения. Также

изменяется набор площадей, которые соответствуют ориентациям зерен. Зерна одной ориентации увеличиваются в размерах (происходит коагуляция). Некоторые зерна размельчаются.

Далее, при увеличении скорости деформации ($v = 0,017-2$ мм/с) на микроструктурах появляются зерна с более разнообразной ориентацией, которые также проявляют тенденцию к коагуляции при скоростях растяжения ~ 5 мм/с (рис. 3.16).

Таким образом, уже на уровне анализа микроструктур можно сделать вывод о том, что процесс деформирования ОЦК-железа существенно зависит от скорости, в данном случае растяжения, что должно, конечно, проявиться на кристаллографической текстуре и анизотропии свойств листов в целом. Это явление можно наблюдать на рисунке 3.17, где приведены ПФ $\{111\}$, $\{110\}$, $\{100\}$, полученные непосредственно от сечения листов, перпендикулярных НП от площади электронного пучка.

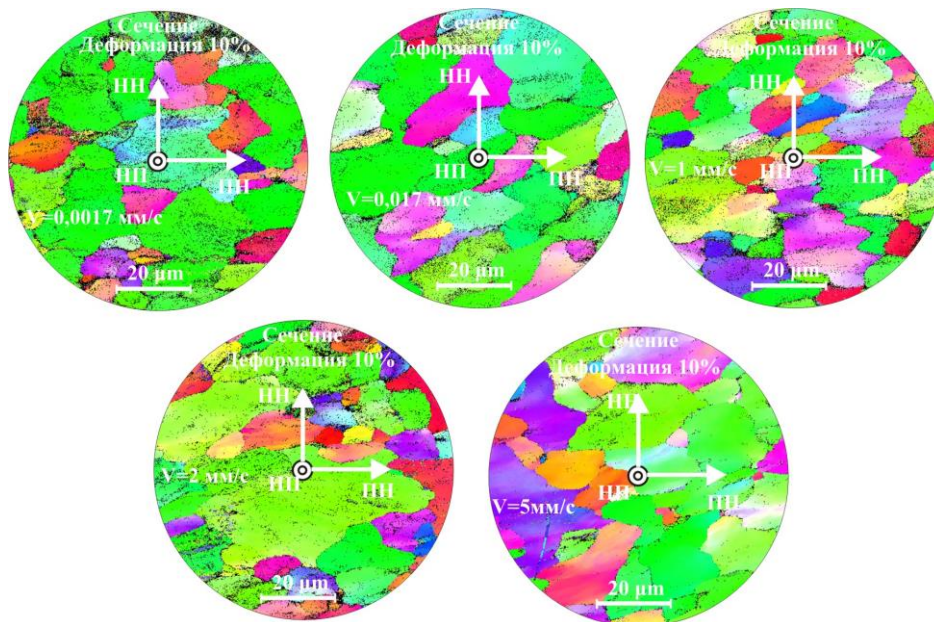


Рис. 3.17. Микроструктура от сечения листов стали St1.03 12 после деформации растяжением до 10 % с различными скоростями

При малых скоростях деформации пятна отражений от плоскостей $\{111\}$ вытягиваются в НП и имеют сравнительно небольшую интенсивность (рис.3.18). Уже после деформации со скоростью 0,017 мм/с они стягиваются к центральной части, образуя размытое кольцо.

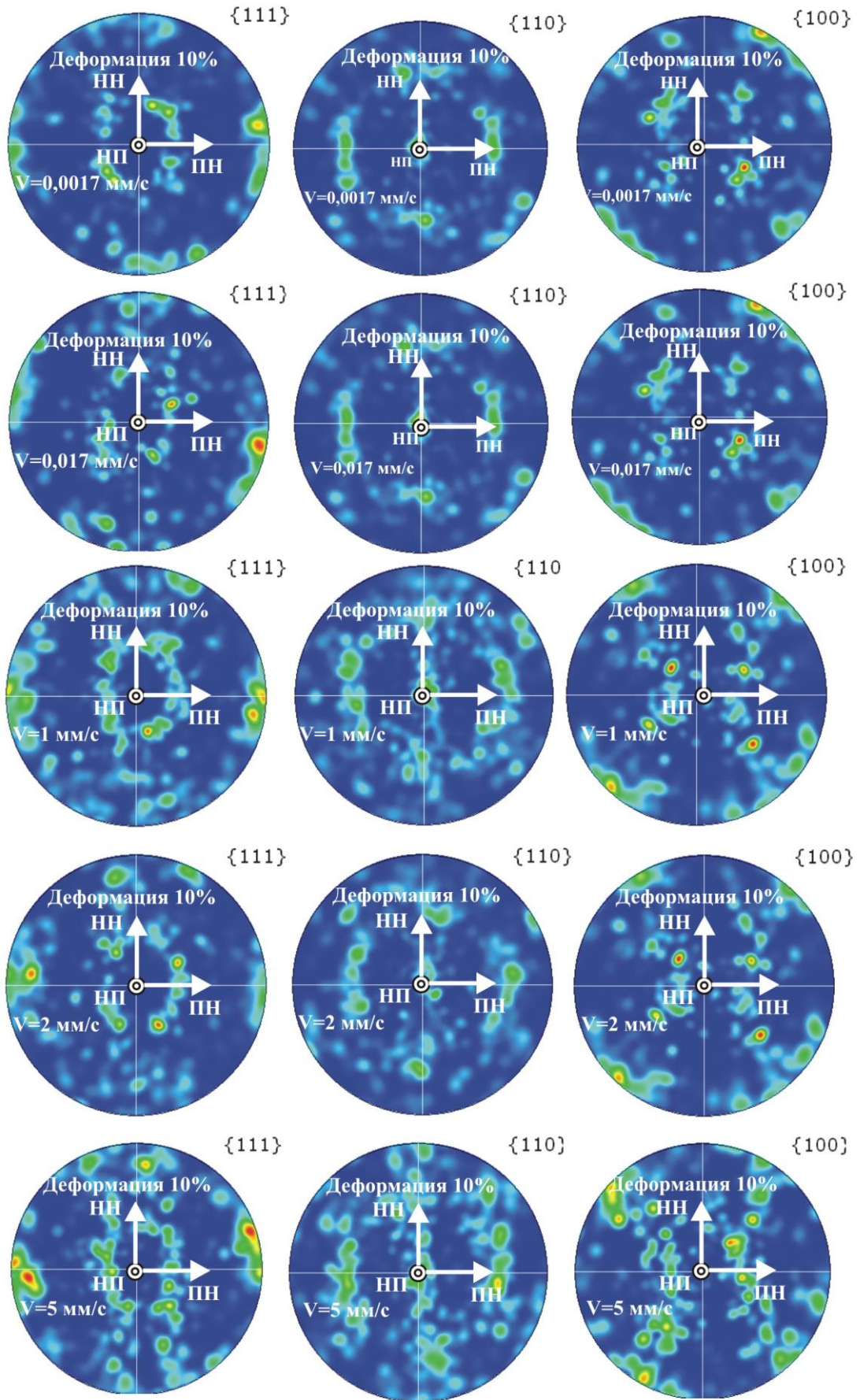


Рис. 3.18. ПФ от сечения исходных листов стали St1.03 12, построенные от площади электронного пучка.

При увеличении скорости деформации кольцо становится достаточно четким, а при еще более высоких скоростях оно растягивается в НН.

Соответственно перераспределяются и области повышенной полюсной плотности на ПФ $\{110\}$ и $\{100\}$.

На рисунке 3.19 приведены ПФ $\{111\}$ и $\{110\}$ листов исследуемой стали после деформации растяжением с различной скоростью после статистической обработки набора ПФ.

Для расшифровки текстур в приближении идеальных ориентировок построили стандартные проекции набора идеальных ориентировок, отвечающих заполнению областей повышенной полюсной плотности на приведенных ПФ. Стандартные проекции строили геометрически с использованием сетки Вульфа. На рисунке 3.19 идеальные ориентировки приведены в виде выхода нормалей к их плоскостям, обозначенные различными значками.

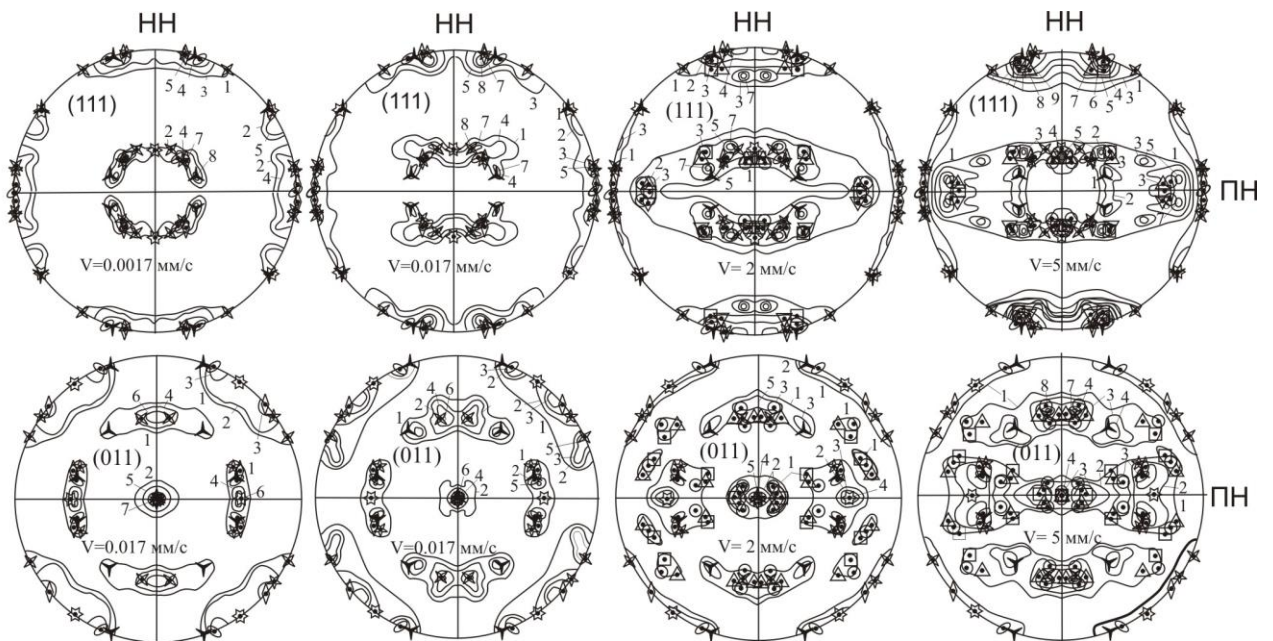


Рис. 3.19. Полюсные фигуры $\{111\}$ и $\{011\}$ в сечении листов стали St1.0312, деформированных растяжением с различными скоростями (V) и соответствующие им идеальные ориентировки: \odot - $(011)[35\bar{5}]$, \star - $(011)[21\bar{1}]$, \star - $(011)[11\bar{1}]$, \diamond - $(011)[53\bar{3}]$, \times - $(011)[31\bar{1}]$, \blacktriangle - $(011)[12\bar{2}]$, \odot - $(134)[84\bar{5}]$, \blacksquare - $(135)[21\bar{1}]$, \blacktriangle - $(135)[53\bar{3}]$

Из приведенных ПФ $\{111\}$ и $\{110\}$ следует, что малые скорости деформации растяжением (0.0017 мм/с) формируют текстуру с расположением в плоскости, перпендикулярной плоскости прокатки, кристаллографической плоскости (011). В НН располагаются направления $\langle 11\bar{1} \rangle$, $\langle 31\bar{1} \rangle$, $\langle 21\bar{1} \rangle$, $\langle 53\bar{3} \rangle$, $\langle 12\bar{2} \rangle$ и $\langle 35\bar{5} \rangle$. Иначе можно сказать, что при таких условиях деформации в листах стали формируется квазиаксиальная текстура [011] в направлении растяжения (НП).

При скорости деформации 2 мм/с вид ПФ существенно меняется, что отвечает появлению новых ориентировок $(134)[84\bar{5}]$, $(135)[53\bar{3}]$, $(135)[21\bar{1}]$.

Увеличение скорости деформации до 5 мм/с отражается на ПФ объединением разрозненных областей повышенной полюсной плотности в три группы, отвечающих формированию в плоскости, перпендикулярной плоскости прокатки, текстуры с ориентировкой $(134)[84\bar{5}]$ и близкими к ней ориентировками $(135)[21\bar{1}]$ и $(135)[53\bar{3}]$. Ориентировки $(011)[UVW]$ сохраняются. Распределение полюсной плотности на ПФ $\{111\}$ и $\{011\}$ соответствуют приведенным идеальным ориентировкам.

В таблице 3.5 приведены значения ИХТ, рассчитанные из ПФ $\{111\}$ для листов стали после деформации растяжением с различными скоростями.

На рисунке 3.19 приведен характер изменения ИХТ после растяжения листов с различной скоростью

Из рисунка видно, что при малых скоростях деформации первые две ИХТ резко меняются, третья ИХТ практически не изменяется в этих областях скоростей деформации, а несколько уменьшается при средних скоростях с тенденцией небольшого роста при увеличении скорости деформации.

Первые две после резкого уменьшения при скоростях до 1 мм/с далее колеблются около некоторых значений с тенденцией небольшого падения.

Таблица 3.5

Значения интегральных характеристик текстуры листов стали St1.03 12 в плоскости листов и поперечном сечении, перпендикулярном НП после различных скоростей деформации растяжением

№ ИХТ	Значения интегральных характеристик текстуры, I_i				
	Скорость деформации растяжением, мм/с				
	0.001	0.017	1	2	5
7					
Плоскость листа					
I_1	0.92	0.62	0,78	0.68	0.59
I_2	0.82	0.578	0,59	0.63	0.52
I_3	0.21	0.18	0,12	0.14	0.2
I_4	1.1	0.56	0,62	0.60	0.52
Сечение, перпендикулярное НП					
I_1	1,1	0,55	0,63	0,59	0,51
I_2	0,8	0,57	0,60	0,63	0,53
I_3	0,2	0,18	0,12	0,14	0,2
I_4	0,9	0,63	0,77	0,67	0,59

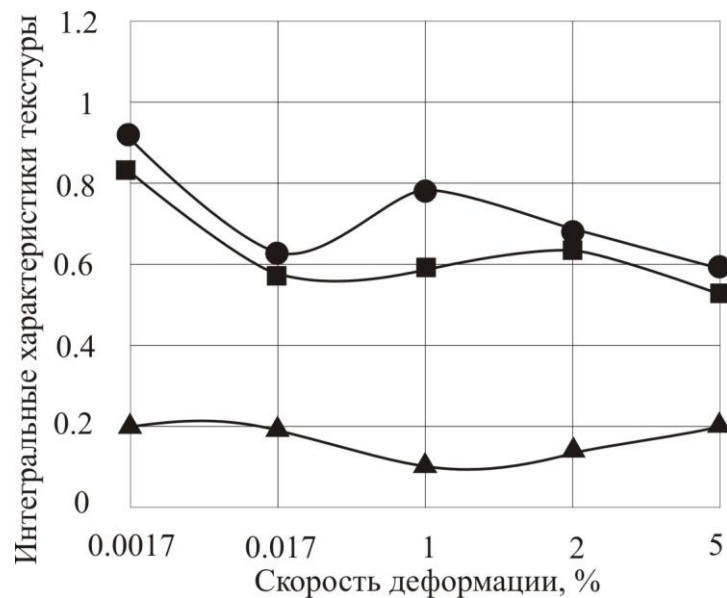


Рис. 3.20. Изменение ИХТ с увеличением скорости деформации растяжением листов стали ST1.3 12 в плоскости листов: ● - I_1 ; ■ - I_2 ; ▲ - I_3 .

По (2.21), (2.25) рассчитали анизотропию модуля Юнга от плоскости листов деформированных растяжением различными скоростями (рис.3.21). На

рис. 3.22 приведены расчетные кривые изменения E в главных направлениях листов стали при растяжении с различными скоростями.

Сравнение расчетных значений модуля Юнга с экспериментальными для НП и ПН показали хорошее совпадение для скоростей деформации от 0.0017 мм/с и выше, до 5 мм/с. Что же касается малых скоростей деформации, то здесь расхождение с экспериментом существенно. Это, по-видимому, обусловлено процессами релаксации, которые протекают при малых скоростях деформации. Для таких скоростей деформаций и экспериментальные значения модуля Юнга в НП и ПН существенно ниже общепринятых для низкоуглеродистых сталей.

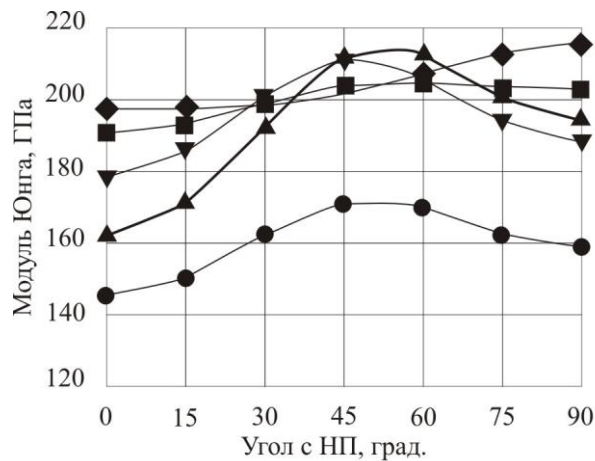


Рис. 3.21. Анизотропия модуля Юнга листов стали St1.3 12, деформированных с различными скоростями: ●-0.0017, ■-0.017, ▲-1, ▼-2, ◆-5 мм/с

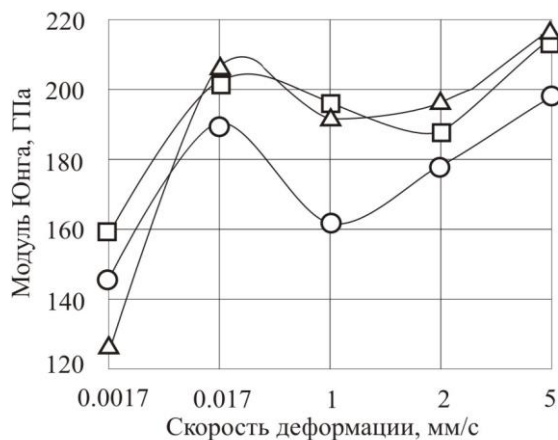


Рис. 3.22. Теоретические значения модуля Юнга при деформации растяжением с различными скоростями в главных направлениях листов St1.3 12: ○-НП, □-ПН, Δ-НН

3.6. Анизотропия механических свойств листов низкоуглеродистой стали, деформированных растяжением с различной скоростью

На рисунке 3.23 приведены кривые механических испытаний "на растяжение" листов исследуемой стали при различных скоростях деформации. В таблице 3.6 приведены характеристики этих свойств в главных направлениях листов, а на рисунке 3.24 изменения этих характеристик с увеличением скорости деформации.

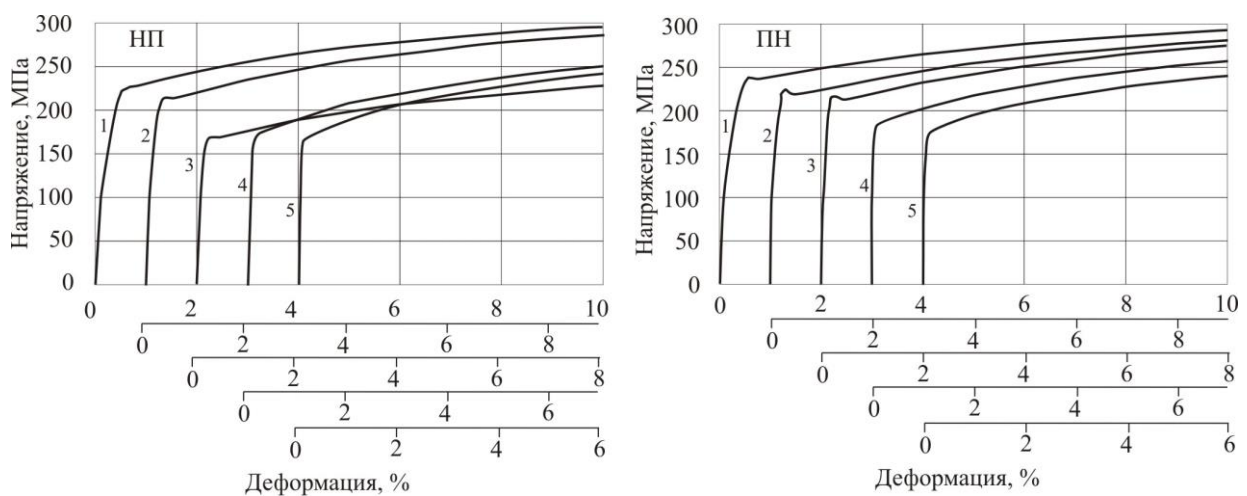


Рис. 3.23. Кривые растяжения листов стали в направлении прокатки (НП) и поперечном направлении (ПН) при деформации с различными скоростями: 1 – 0.0017, 2 – 0.017, 3 – 1, 4 – 2, 5 – 5 мм/с

Таблица 3.6.
Значения механических свойств в главных направлениях листов стали St1.3 12 при деформации растяжением с различными скоростями

Скорость деформации, мм/с	Модуль Юнга (E), предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_B), относительное удлинение (δ)							
	E , ГПа		$\sigma_{0.2}$, МПа		σ_B , МПа		δ , %	
	Направление измерения							
	НП	ПН	НП	ПН	НП	ПН	НП	ПН
0.0017	122.4	148.9	189.8	191.0	311.0	307.5	22.2	20.9
0.017	191.9	203.3	213.9	222.1	307.1	299.5	22.4	21.3
1	162.2	197.8	205.0	215.9	302.1	297.3	23.1	21.4
2	179.3	189.8	178.1	186.2	287.0	283.9	27.6	25.3
5	198.1	216.3	174.2	181.1	271.9	271.9	27.2	25.0

Из таблицы 3.6 и рисунка 3.23 следует, что модуль Юнга и предел текучести при малых скоростях деформации растут достаточно резко. При увеличении скорости деформации модуль Юнга в НП и ПН изменяются мало с некоторой тенденцией к росту. Предел текучести с увеличением скорости деформации увеличивается до некоторой величины, а затем падает до некоторого значения и с продолжением увеличения скорости в исследуемых пределах стабилизируется.

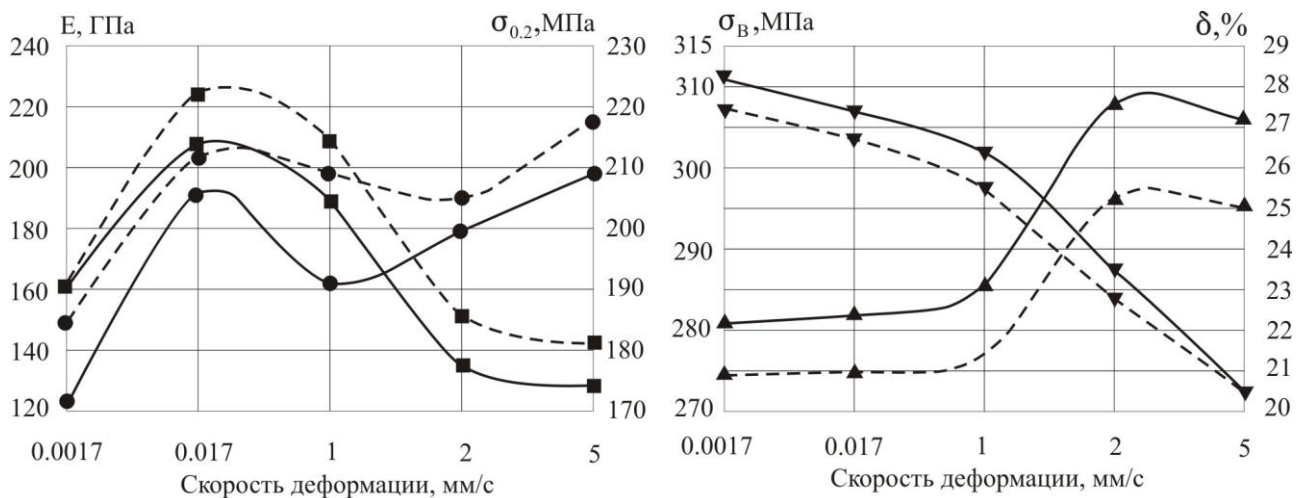


Рис. 3.24. Изменение модуля Юнга (●), предела текучести (■), предела прочности (▼), относительного удлинения при растяжении (▲) с различными скоростями в направлении прокатки (—) и поперечном направлении (- - -)

Предел прочности уменьшается во всем интервале скоростей деформаций, т.е. листы проявляют разупрочнение с ростом скорости деформации. Относительное удлинение при малых скоростях меняется незначительно, а с ростом скорости деформации до некоторой величины быстро возрастает

Из рисунка 3.24 и таблицы 3.6 следует, что характеристики механических свойств существенно зависят от направления измерения в листах (листы анизотропны в отношении этих свойств) и скорости деформации растяжением.

В [175] показано, что анизотропия механических свойств удовлетворительно описывается тензорами не менее четвертой размерности.

Принимая эту концепцию, анизотропию произвольного свойства в плоскости листа орторомбической симметрии можно записать в виде:

$$D(\varphi) = d_1 + k\psi(\varphi) \quad (3.1)$$

где d_1 и k – некоторые константы, характеризующие анизотропию свойств монокристалла,

$\psi(\varphi) = 1 - (I_1 \cos^4 \varphi + I_2 \sin^4 \varphi + 1,5I_3 \sin^2 2\varphi)$ – функция анизотропии;

I_i – ИХТ.

Тогда значения d_1 и k можно выразить через ИХТ и значения свойств в НП и ПН в виде:

$$k = \frac{D(90^\circ) - D(0^\circ)}{I_2 - I_1} \quad (3.2)$$

$$d_1 = D(0^\circ) + k(1 - I_1) \quad (3.3)$$

или

$$d_1 = D(90^\circ) - k(1 - I_2) \quad (3.4)$$

Воспользовавшись данными таблиц 3.5 и 3.6, по формулам (3.2) и (3.3) рассчитали значения d_1 и k для изученных свойств исследуемых листов низкоуглеродистой стали для различных скоростей деформации растяжением. Анизотропию этих свойств далее рассчитали по формуле (3.1).

Воспользовавшись приведенными выражениями, рассчитали анизотропию механических свойств исследуемых листов низкоуглеродистой стали для различных скоростей деформации растяжением. Результаты расчетов приведены в таблице 3.7. и на рисунках 3.24.

Таблица 3.7

Анизотропия механических свойств листов низкоуглеродистой стали в зависимости от скорости деформацией растяжением

Угол с НП, град.	Свойство				
	Скорость деформации, мм/с				
	0,0017	0,017	1	2	5
	Модуль Юнга, ГПа				
0	122,4	191,8999	162,2	179,2999	198,0999
15	129,6789	194,3128	172,6076	186,3679	198,0153
30	145,5404	199,6989	195,1748	201,0241	198,7368
45	157,6816	204,2016	212,1162	210,0302	201,9776
60	158,8147	205,4054	213,011	206,3069	207,8255
75	152,6519	204,1917	203,473	195,4935	213,7651
90	148,9	203,3001	197,8001	189,8	216,3
Предел текучести, МПа					
0	189,8	213,9	205	178,1	174,2
15	190,1296	215,6356	207,9235	183,5523	174,1679
30	190,8479	219,5097	214,2626	194,8586	174,4414
45	191,3977	222,7485	219,0214	201,8061	175,6701
60	191,449	223,6144	219,2727	198,9339	177,8871
75	191,1699	222,7414	216,5935	190,5921	180,1389
90	191	222,1	215	186,2	181,1
Предел прочности, МПа					
0	311	307,1	302,1	287	271,9
15	310,0386	306,3804	300,6967	284,9133	271,9
30	307,9437	304,774	297,654	280,5862	271,9
45	306,3402	303,4311	295,3697	277,9273	271,9
60	306,1905	303,0721	295,2491	279,0265	271,9
75	307,0045	303,434	296,5351	282,2191	271,9
90	307,5	303,7	297,3	283,9	271,9
Относительное удлинение, %					
0	22,2	22,40001	23,1	27,60001	27,20002
15	21,84292	22,09522	22,60301	26,0518	27,21024
30	21,06481	21,41488	21,52536	22,84138	27,12303
45	20,4692	20,84612	20,71636	20,86863	26,73128
60	20,41362	20,69405	20,67363	21,68421	26,02439
75	20,71594	20,84736	21,1291	24,05285	25,30642
90	20,9	20,95999	21,4	25,3	25

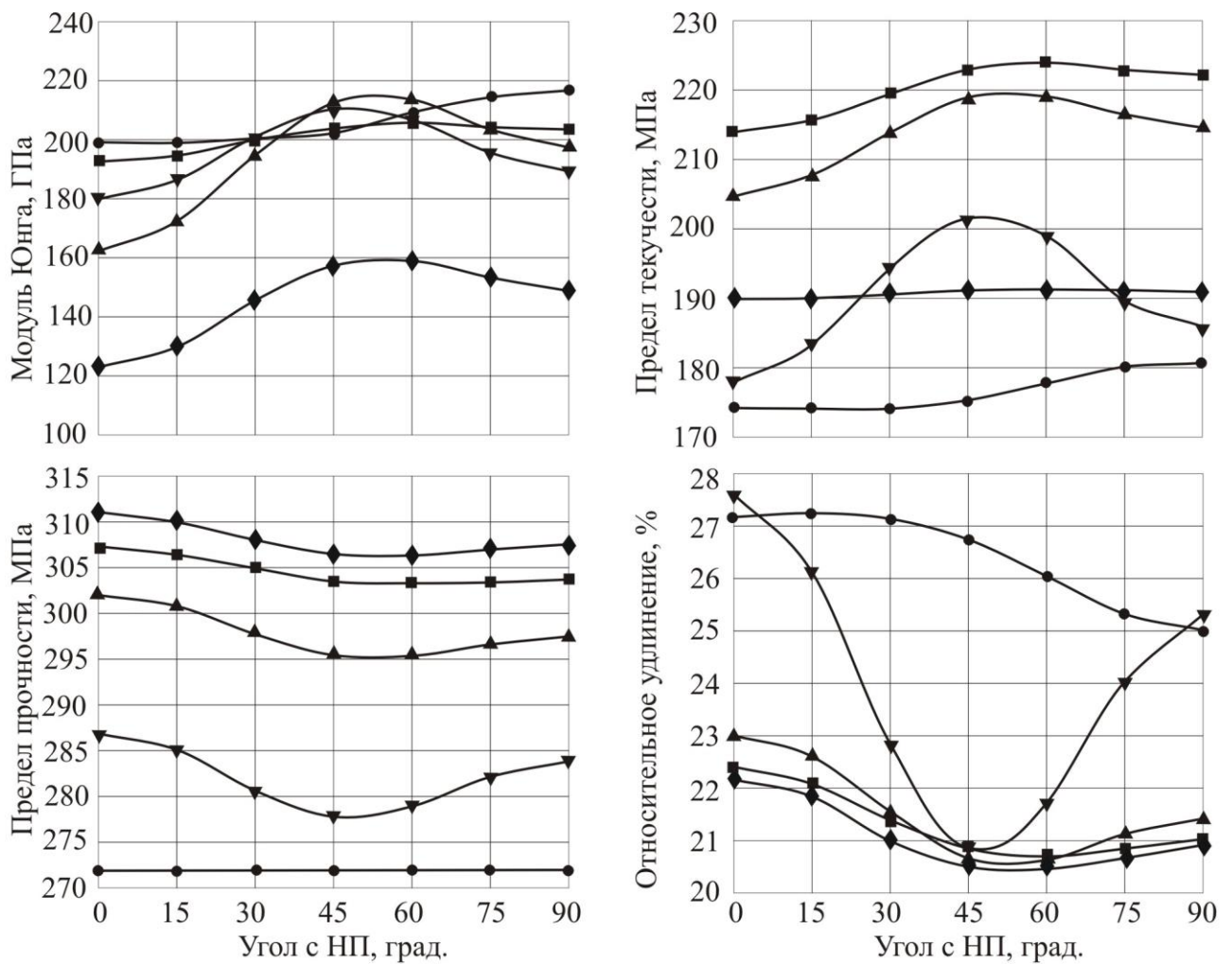


Рис. 3.25. Анизотропия модуля Юнга, предела текучести, предела прочности, относительного удлинения при различных скоростях деформации: \blacklozenge – 0.0017, \blacksquare – 0.017, \blacktriangle – 1, \blacktriangledown – 2, \bullet – 5 мм/с

Из таблиц 3.6 и 3.7 видно, что от скорости деформации зависят не только значения главных характеристик механических свойств, но и характер их анизотропии в плоскости листов.

Для модуля Юнга и предела текучести максимум значений приходится на углы $\text{НП} \pm 45^\circ$. Для предела прочности на эти же углы приходятся минимумы значений для всех скоростей деформаций. С увеличением скорости растяжения от 0.0017 до 0.017 мм/с средние значения модуля Юнга увеличивается, а затем незначительно колеблется. Среднее значение предела текучести увеличивается при скоростях от 0.0017 до 0.017 мм/с, затем, с увеличением скорости растяжения, падает. Тенденция к уменьшению среднего значения предела

прочности наблюдается при увеличении исследуемого диапазона скоростей растяжения. Среднее значение относительного удлинения изменяется незначительно для скоростей 0.0017-1 мм/с, затем резко возрастает. Коэффициент анизотропии, который оценивали по формуле

$$\eta = \frac{D_{\max} - D_{\min}}{D_{\min}} 100\%, \text{ где } D_{\max} \text{ и } D_{\min} - \text{максимальное и минимальное значения}$$

свойства для соответствующих направлений измерения в плоскости листов, со скоростью деформации колеблется для модуля упругости (от 31 до 6,5%), уменьшается для предела текучести (от 12 до 1%) и также для относительного удлинения (от 14 до 8%). Коэффициент анизотропии для предела прочности меняется в меньших пределах (от 3,5 до 1,5%). Поведение модуля упругости со скоростью деформации при малых скоростях деформации растяжением необычно. Значения E в НП и ПН при деформации со скоростью 0.0017 мм/с значительно меньше табличных для таких материалов [176]. В направлении $\text{НП} \pm 45^\circ$ значение модуля Юнга несколько выше ($\sim 158 \text{ ГПа}$). С увеличением скорости деформации модуль Юнга во всех направлениях растет и лежит в пределах общепринятых значений.

Для удобства анализа анизотропии механических свойств их представили в виде рядов Фурье, содержащих только четные гармоники:

$$D(\varphi) = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi \quad (3.5)$$

В формуле 3.5 изменение гармоники A_0 соответствует изменению среднего значения, а гармоник A_2 и A_4 – изменению анизотропии исследуемого свойства.

Таблица 3.8

Амплитуды гармоник разложения анизотропии механических свойств листов низкоуглеродистой стали в ряды Фурье при деформации растяжением с различными скоростями

Скорость деформации, %	Амплитуды гармоник разложения анизотропии свойств в ряды Фурье		
	A ₀	A ₂	A ₄
Модуль Юнга, ГПа			
0,0017	162,4539	-13,407	-11,1311
0,017	200,9017	-5,90185	-3,47755
1	196,0638	-18,0121	-16,2116
2	196,7928	-5,46371	-12,9111
5	204,0655	-9,29437	2,433349
Предел текучести, МПа			
0,0017	190,4126	-0,78968	-0,67347
0,017	220,3749	-4,32036	-2,57114
1	214,5123	-5,21755	-4,70044
2	191,4931	-4,25428	-9,9966
5	176,2092	-3,62188	0,831412
Предел прочности, МПа			
0,0017	307,0104	1,446575	1,169311
0,017	304,4153	1,399206	0,702154
1	297,5341	2,107594	1,887949
2	280,9694	1,276273	3,499289
5	271,2073	-0,26941	-0,25001
Относительное удлинение, %			
0,0017	20,95589	0,629758	0,520118
0,017	21,26294	0,699284	0,396382
1	21,48291	0,829564	0,745789
2	23,59787	1,130549	2,766663
5	26,34859	1,072819	-0,34117

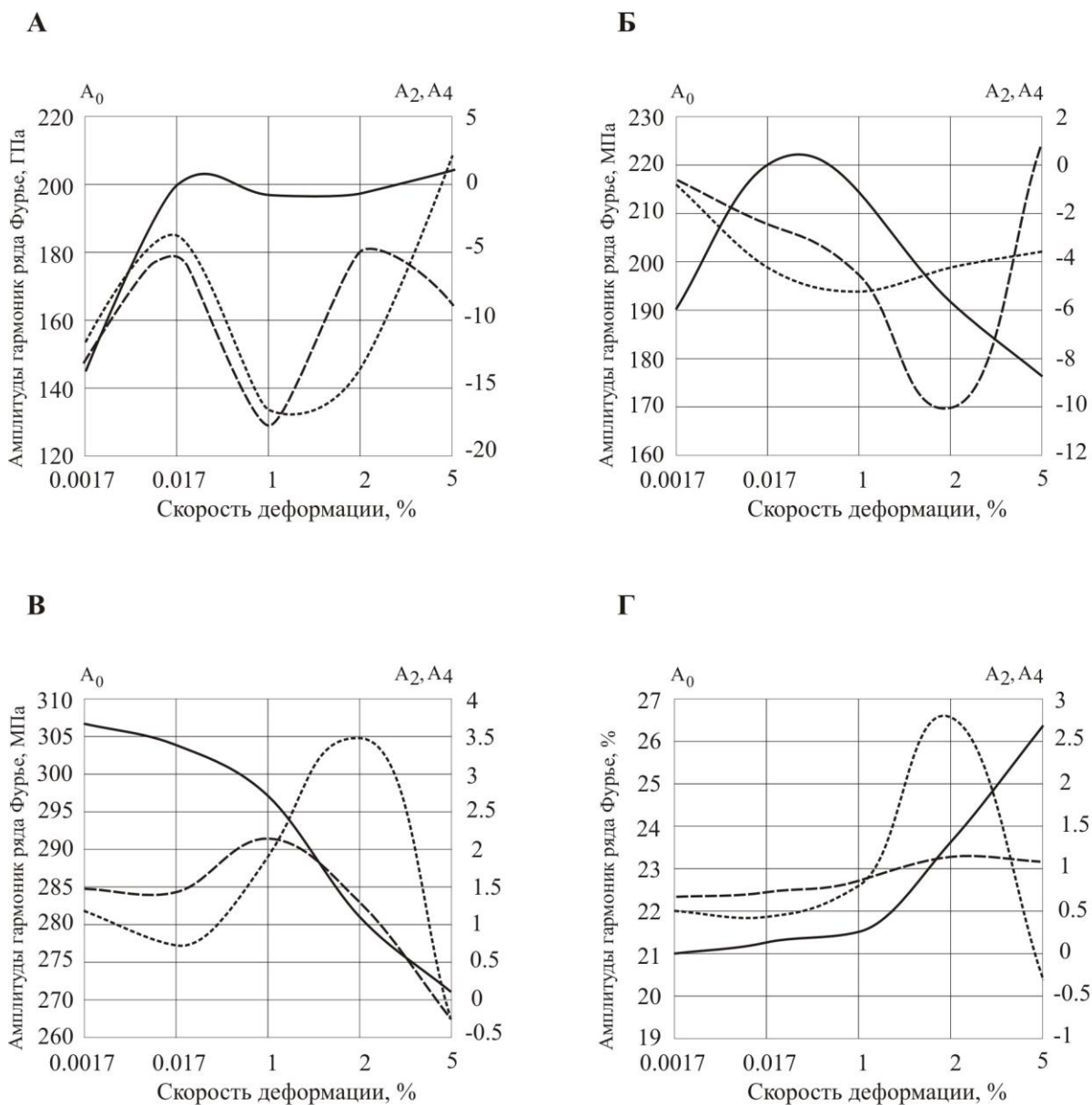


Рис 3.26. Изменение амплитуд гармоник представления анизотропии модуля Юнга - (А), предела текучести - (Б), предела прочности - (В), относительного удлинения - (Г) листов стали St1.3 12 со скоростью деформации растяжением: A_0 - (—), A_2 - (---), A_4 - (.....)

Из рисунка 3.26 видно, что с увеличением скорости растяжения до 0.017 мм/с среднее значение модуля Юнга резко возрастает, а затем происходят незначительные изменения его средних значений. Анизотропия модуля Юнга с увеличением скорости увеличивается, а затем в интервале скоростей 0.017-1 мм/с резко уменьшается, далее следует её монотонное увеличение. При малых скоростях растяжения вклад гармоник A_2 и A_4 приблизительно одинаков, затем

при 2 мм/с вклад гармоники A_2 значительно растет, а при 5 мм/с наблюдается обратное.

Среднее значение предела текучести в пределах скоростей 0.0017-0.017 мм/с растет, а затем монотонно падает с увеличением скорости растяжения. Анизотропия предела текучести падает при скоростях 0.0017-2 мм/с, затем следует резкое её возрастание, причём вклад гармоники A_2 в анизотропию в исследуемом диапазоне скоростей больше A_4 , за исключением скорости 2 мм/с.

Среднее значение предела прочности падает с увеличением скорости деформации. Наименьшая анизотропия предела прочности наблюдается при скорости 5 мм/с, а наибольшая при скорости 2 мм/с, при этом вклад гармоники A_4 существенно больше A_2 .

Среднее значение относительного удлинения растет на всем интервале скоростей. Анизотропия относительного удлинения достигает максимального значения при скорости 2 мм/с.

3.7. Влияние скорости деформации растяжением на повреждаемость листов низкоуглеродистой стали ST1.03 12

Процесс скрытого разрушения в теле сопровождается появлением и развитием рассеянного поля микродефектов (микротрещин – при упругой деформации; дислокаций – при пластической деформации; микропор – при ползучести; поверхностных микротрещин – при усталости) [177]. При этом эффективная площадь элемента $dS^*(\vec{n})$ (\vec{n} – нормаль к плоскости S), передающая нагрузку от одной части тела к другой, вследствие распределенных в нем микродефектов, оказывается меньше, чем площадь этого же элемента $dS(\vec{n})$ без учета его микроструктуры повреждаемости. Отношение этих площадей $D(\vec{n}) = \frac{dS^*(\vec{n})}{dS(\vec{n})}$ рассматривается как характеристика повреждаемости

(коэффициент повреждаемости). Строго говоря, величина D должна рассчитываться по результатам фактографических исследований. Однако трудоемкость таких методов стимулировала развитие непрямых методов определения коэффициента повреждаемости по данным изменения дифференциального модуля Юнга (E_D), удельного электросопротивления, границ текучести и др. [178, 179]. Эти методы основаны на измерении изменений физических и механических свойств, обусловленных повреждаемостью материала. Изучение изменений дифференциального модуля Юнга дает наилучшую точность в определении величины D как отожденных, так и деформированных материалов [179].

Модуль Юнга является обратной величиной компоненты тензора податливости s_{1111} [166], которая зависит от направления измерения в текстурованных объектах. Поэтому в случае текстурованных материалов, следует ожидать и значительной ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости [180]. Кроме того, коэффициент повреждаемости зависит от характеристик и направления деформации, особенно в листовых материалах.

Коэффициент повреждаемости (D) рассчитывали по формуле Леметре [179]:

$$D = \frac{E_0 - E_D}{E_0},$$

где E_0 – модуль Юнга образцов в неповрежденном состоянии, т.е. в линейной части кривой растяжения; E_D – дифференциальный модуль Юнга или модуль Юнга образца в поврежденном состоянии, т.е. в нелинейной части этой кривой.

В качестве E_0 использовали данные после компьютерной обработки кривых программным обеспечением испытательной машины "Zwick Z100 (100kN)". Для определения E_D образцы одной из партий подвергали разгрузке после достижения напряжения 175 МПа в соответствии с рекомендациями [179] по выбору оптимальной области нагрузок для измерения

$E_D: 0.15 \frac{F_{\max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85 \frac{F_{\max}}{S}$, где F – нагрузка, а S – площадь поперечного сечения образца в зоне деформации.

На рисунке 3.26 приведены кривые изменения коэффициента повреждаемости в НП и ПН для различных скоростей деформации растяжением.

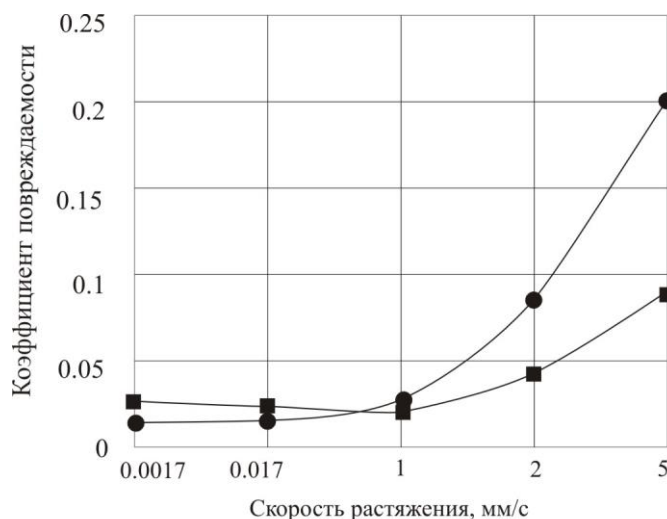


Рис. 3.27. Изменение коэффициента повреждаемости при деформации растяжением листов стали St1.03 12 с различными скоростями в НП – ● и ПН – ■

При малых скоростях деформации D меняется мало и лежит в пределах 0.015-0.025 для НП и ПН. При увеличении скорости деформации до 2 мм/с коэффициенты повреждаемости существенно увеличиваются для обоих направлений и продолжают расти при увеличении скорости деформации до 5 мм/с. Причем в НП D растет быстрее, чем в ПН.

Разница между значениями коэффициента в НП и ПН свидетельствует о развитии анизотропии коэффициента повреждаемости при указанных скоростях деформации. В [180] показано, что анизотропия повреждаемости простых плоских форм могут быть удовлетворительно аппроксимированы с помощью тензоров четвертого ранга.

По полученным значениям ИХТ и значениям коэффициентов повреждаемости в НП и ПН по формулам (3.2), (3.3) рассчитали значения

коэффициентов d_i и k для монокристаллов стали после деформации растяжением с различными скоростями, а затем по (3.1) построили кривые анизотропии $D(\varphi)$. На рисунке 3.28 приведены эти зависимости для деформаций со скоростями 0,017 и 2 мм/с.

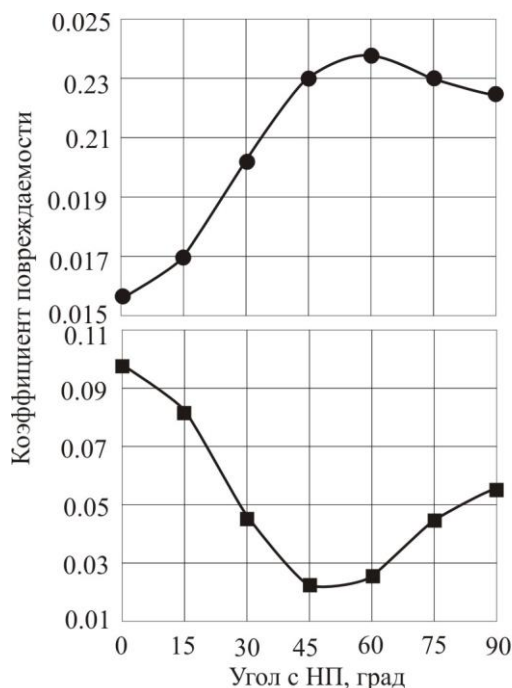


Рис. 3.28. Анизотропия коэффициента повреждаемости листов стали St1.03 12, деформированных растяжением со скоростью 0.017 мм/с – ● и 2 мм/с – ■

Из полученных результатов следует, что от скорости деформации растяжением существенно зависят не только значения D в главных направлениях листов исследуемой стали, но и характер анизотропии этого свойства в плоскости листов. При малых скоростях деформации максимум коэффициента разрушаемости приходится на направление $\text{НП} \pm 60^\circ$. При скоростях деформации более 1 мм/с характер кривых $D(\varphi)$ меняется и на направление $\text{НП} \pm 45^\circ$ теперь приходится минимум D .

Если в качестве элемента микродефектов, возникающих при растяжении, рассматривать некую микропору, то на основании полученных результатов можно предположить, что она не является равноосной, а имеет форму близкую к эллипсоиду, причем ориентация большой оси эллипсоида не совпадает с

направлением растяжения. Поэтому сокращение эффективной площади, передающей нагрузку от одной части тела к другой будет неодинаково для разных сечений листа. При малых скоростях деформации большая ось эллипсоида, моделирующего микродефект, отклонена от направления растяжения на углы близкие к 30° . С увеличением скорости деформации меняется не только геометрическая форма микродефекта, но и его ориентация.

3.8. Текстурная неоднородность и распределение анизотропии свойств толстолистого проката стали 06Г2МТФБР по толщине

Микроструктура изучаемой стали имеет характерный вид для сталей такого типа (рис. 3.29), с явно выраженной вытянутостью зерен в направлении прокатки. С глубиной от поверхности листов микроструктура изменяется несущественно.



Рис. 3.29. Микроструктура промежуточного слоя на глубине 6,5 мм от поверхности листов стали 06Г2МТФБР после горячей прокатки с конечной температурой 720°C . ($\times 400$)

Текстуру изучали методом обратных полюсных фигур (ОПФ) [8], которые получали путем съемки дебаеграмм от плоских образцов в нормальном к листу направлении и направлении прокатки. В НН ОПФ строили для двух поверхностей пластин, а для НП изготовили наборные образцы для каждой

пластины. Таким образом, получили шесть пар ОПФ для разных расстояний от поверхности исходного листа. Интенсивности линий (I_{hkl}) относили к интенсивности соответствующих линий бестекстурного (порошкового) образца (I_{nt}). Полюсную плотность линии (\bar{P}_{hkl}) рассматривали как отношение интегральной интенсивности соответствующих линий к средней интегральной

интенсивности всех n линий:
$$\bar{P}_{hkl} = \frac{\frac{I_{hkl}}{I_{nt}}}{\frac{1}{n} \sum_1^n A_{hkl} \frac{I_{hkl}}{I_{nt}}},$$

где A_{hkl} – величина, учитывающая долю кристаллов, принявших участие в рассеянии рентгеновских лучей от плоскости (hkl) с учетом повторяемости. Их значения рассчитаны в [10].

Остаточные напряжения первого рода (σ) оценивали по смещению центра тяжести рентгеновских линий для кристаллографических плоскостей (110), (200) и (112). Для дополнительной оценки распределения остаточных напряжений по толщине и направлениям использовали значения величин полученные методом основанном на «эффекте Баркгаузена» [181]. Магнитный шум и значение энергии пика Баркгаузена, величина которых определяется уровнем остаточных напряжений в образце [181], измерялись по методике [182] на образцах длиной 50 мм, шириной 2,2 мм и толщиной 0,18 мм, вырезанных электроискровым способом для разных сечений образца в различных направлениях. Утонение образцов проводилось механической шлифовкой с последующим электролитическим травлением.

Интегральную анизотропию модуля Юнга (E) листов измеряли на прямоугольных образцах динамическим методом по частоте собственных поперечных колебаний [171]. Для этого вырезали образцы шириной 18,7 мм, длиной 120 мм и толщиной 2 мм по сечению листа под различными углами к НП. Изменение анизотропии модуля Юнга по толщине листа изучали на прямоугольных образцах шириной 10 мм, длиной 120 мм и толщиной 2 мм,

вырезанных под различными углами к НП из пластин поверхностного, среднего и промежуточного слоев.

На рисунке 3.30 показано распределение ориентировок (100), (101), (102), (103), (111), (112), (123) $[UVW]$ по толщине исследованного листа. Количественное содержание текстурных компонент в исследуемой стали меняется с глубиной немонотонно, причём их соотношение на поверхности и в середине листов (глубина 8 мм) примерно одинаково. В поверхностном слое наблюдается значительное рассеяние текстуры. В средней и промежуточной части листа текстура острее.

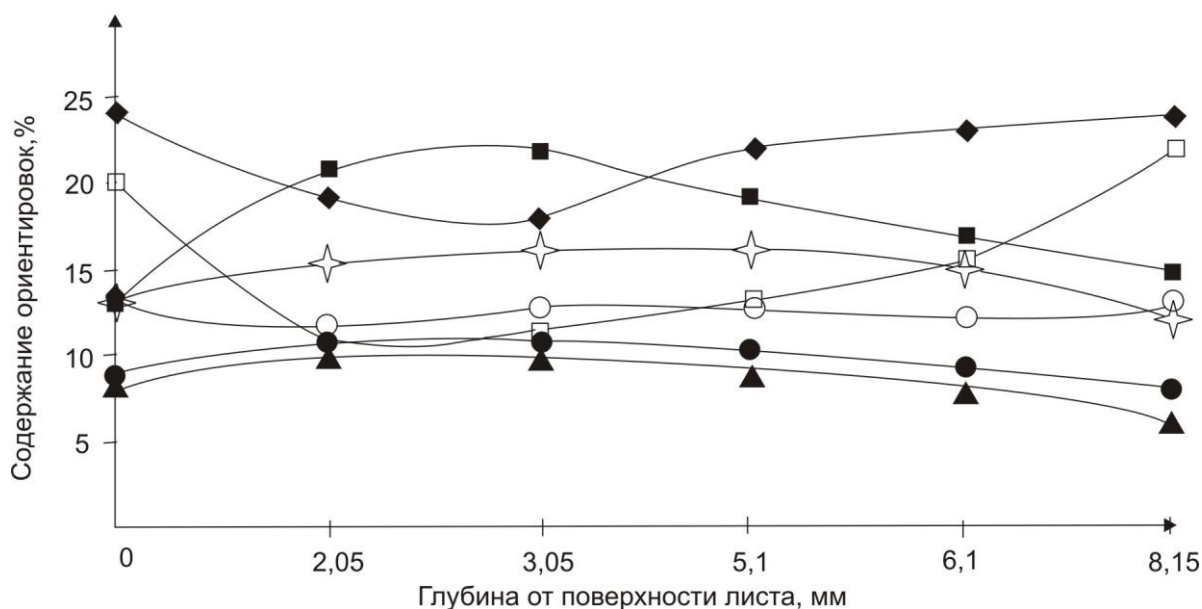


Рис.3.30. Изменение содержания по толщине текстурных компонент (hkl) в листе стали 06Г2МТФБР, параллельных плоскости прокатки:

◆ - (100); ■ - (101); ○ - (102); ☆ - (103); □ - (111); ● - (112); ▲ - (123).

Ориентировки (112) и (103) $[UVW]$ мало изменяются при переходе от слоя к слою и остаются сравнительно слабыми. Наиболее сильными являются ориентировки (100), (101) и (111) $[UVW]$. Причем процентное содержание ориентировок (100) и (111) $[UVW]$ значительно уменьшается, а компоненты (101) $[UVW]$ увеличивается с глубиной до промежуточного слоя. Значительное содержание ориентировок с плоскостями (100) и (111) в плоскости прокатки, в поверхностных слоях исследованной стали может быть объяснено наличием

трения между металлом и валками прокатного стана при деформации в ГЦК области. Другой причиной появления ориентировки (111) [UVW] является первичное поперечное скольжение по системе (101) [111] в процессе предварительной горячей прокатки в ГЦК области и последующего фазового превращения по схемам Курдюмова-Закса [183] или Гренигера-Трояно [184]. В промежуточном слое сдвиговые компоненты ослабляются и преобладающую роль играют текстуры холодной прокатки, где главной ориентировкой является (101)[UVW].

Микротвердость в промежуточном слое меньше, чем в поверхностном и среднем слоях (рис. 3.31), что объясняется уменьшением содержания в нем компоненты (111) [UVW], оказывающей наибольшее сопротивление вдавливанию индентора по сравнению с другими компонентами, если не учитывать дефектную структуру.

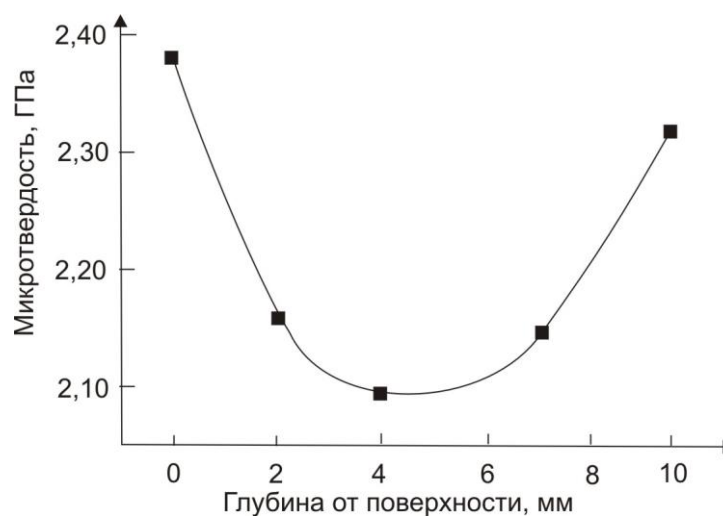


Рис.3.31. Изменение микротвердости стали 06Г2МТФБР с глубиной в плоскости прокатки при нагрузке 1,96Н

Интегральная анизотропия модуля Юнга листов стали носит типичный для ОЦК сплавов характер. Максимальное значение модуля Юнга соответствует НП, а минимальное лежит в пределах 45-50⁰ от НП (рис. 3.31).

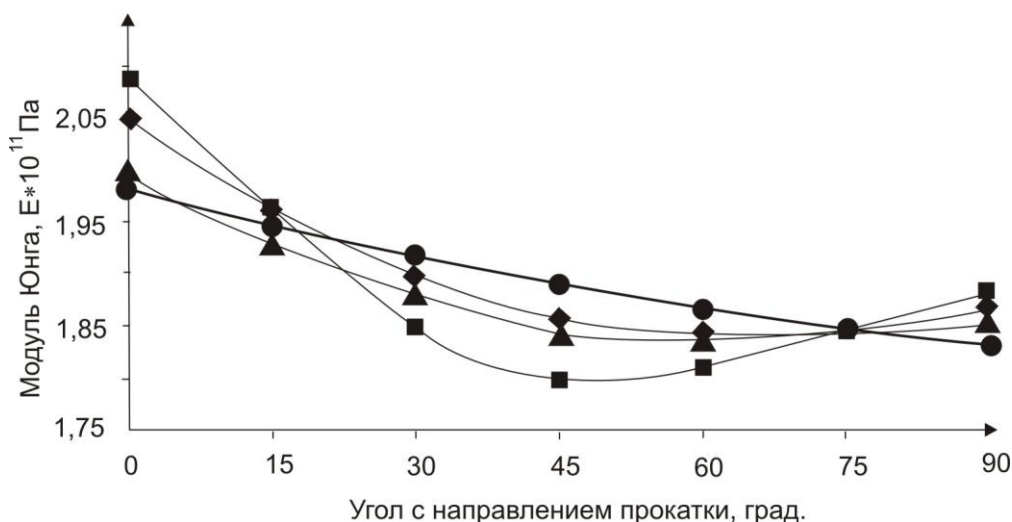


Рис.3.32. Ориентационная зависимость модуля Юнга в различных поперечных сечениях листа стали 06Г2МТФБР: ● - поверхностный слой, ▲ - промежуточный слой, ■ - средний слой, ◆ - интегральные образцы.

Интегральный коэффициент анизотропии модуля Юнга составил 11%.

Поверхностный слой обладает минимальной анизотропией модуля Юнга (8%) и характерен достаточно плавным уменьшением E от НП к ПН. Наибольшей анизотропией модуля Юнга обладает средний слой листа, для которого коэффициент анизотропии E составил 17% с минимумом для направления 45-50° к НП. Промежуточный слой по характеру близок к среднему, но с несколько меньшей анизотропией (14%).

Гармонический анализ анизотропии модуля Юнга [185] показал, что в среднем и промежуточном слоях анизотропия E определяется примерно равным вкладом второй и четвертой гармоник разложения E в ряд Фурье, а в поверхностном влияние четвертой гармоники значительно меньше. Здесь анизотропия E могла бы быть описана влиянием только одной эффективной ориентировки $(135)[21\bar{1}]$, которая на ПФ попадает в область рассеяния. Наибольший вклад в четвертую гармонику разложения анизотропии в ряд Фурье вносят ориентировки $(001)[UVW]$, которых больше всего в среднем и поверхностном слоях. Однако в поверхностном слое ввиду значительного

рассеяния они могут быть смещены по направлению на углы порядка $\frac{\pi}{4}$ и, следовательно, гасить друг друга.

Поэтому и анизотропия в поверхностном слое меньше. В промежуточном слое анизотропия модуля Юнга определяется, в основном, вкладом ориентировок (101)[UVW], для которых характерна анизотропия модуля Юнга, описываемая примерно одинаковым вкладом второй и четвертой гармоник представления анизотропии в виде ряда Фурье.

Остаточные напряжения первого рода (σ) оценивали по смещению центра тяжести рентгеновских линий для кристаллографических плоскостей (110), (200) и (112). Разный характер распределения σ по глубине для разных плоскостей (рис. 3.32) свидетельствует о необходимости строгого учёта текстуры и анизотропии рентгеновских модулей в последующих исследованиях.

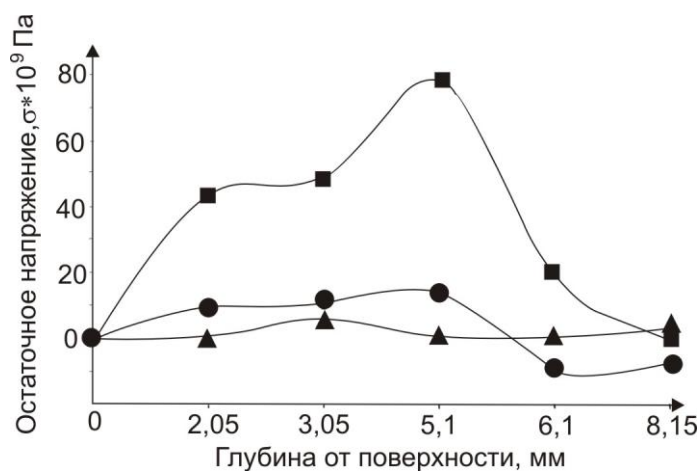


Рис. 3.33. Оценка остаточных напряжений по сдвигу центра тяжести некоторых рентгеновских линий для разных сечений стали 06Г2МТФБР кристаллографических плоскостей: ■ - (110), ● - (200), ▲ - (112).

На рисунке 3.34 приведена ориентационная зависимость интенсивности шума Баркгаузена для поверхностного слоя, а на рисунке 3.35 значения энергии пика Баркгаузена в НП и ПН для исследованных сечений стали. Отметим аналогичный характер ориентационной зависимости модуля Юнга и

интенсивности шума Баркгаузена в поверхностном слое, как и повторяющееся содержание текстурных компонент (рис. 3.29) и поведение энергии пика Баркгаузена в НП с изменением глубины.

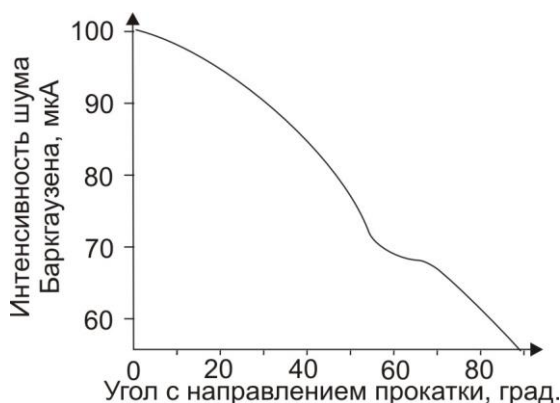


Рис. 3.34. Ориентационная зависимость интенсивности шума Баркгаузена в поверхностном слое

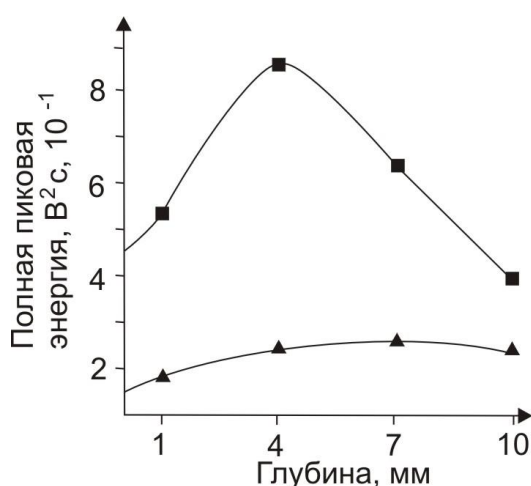


Рис. 3.35. Изменение с глубиной энергии пика Баркгаузена для НП и ПН исследуемой стали: 0-2 мм - верхний слой, 3-5 мм - промежуточный слой, 6-8 мм - средний слой ■ - НП, ▲ - ПН

Наблюдается аналогичное поведение изменения с глубиной энергии пика Баргаузена и остаточных напряжений первого рода, определённых по смещению центра тяжести линии (200). Это позволяет предположить о том, что максимум энергии пика Баркгаузена в исследуемой стали во внешнем магнитном поле приходится на слои с наибольшим присутствием структурных неоднородностей.

3.9. Выводы.

1. Интегральные характеристики текстуры ОЦК металлов и сплавов с известными монокристалльными характеристиками могут быть найдены с удовлетворительной точностью из данных Фурье-анализа экспериментальной анизотропии модуля Юнга в плоскости листов. Соотношение между интегральными характеристиками определяет и характер, и степень анизотропии свойств упругости листовых текстурованных объектов.

2. Начальные стадии деформации знакопеременным изгибом листов низкоуглеродистой стали формируют анизотропию упругих свойств, отвечающую ориентировкам типа $\{001\}[100]$, $\{001\}[110]$. Деформация ЗИ более чем двумя циклами развивает анизотропию свойств, характерную для ориентировок типа $\{112\}$, $\{013\}$ [UVW].

3. По значениям интегральных характеристик и компонент тензора податливости для монокристаллов железа рассчитали анизотропию модуля сдвига и значений модуля Юнга в направлении, нормальном к плоскости листов в зависимости от числа циклов деформации знакопеременным изгибом. Упругие и механические свойства ведут себя при деформации ЗИ одинаково. Анизотропия всех исследованных свойств характерна тем, что максимальные значения их приходятся на направления, образующие с НП углы $\pm\sim 45^\circ$. Оптимальные характеристики прочности и пластичности, а также упругих свойств достигаются в листах исследуемой стали деформацией ЗИ при комнатной температуре 1-3 циклами.

4. ИХТ рекристаллизованных листов стали St1.03 12 в плоскости листов составили $I_1^{(ND)} = 0.68$, $I_2^{(ND)} = 0.62$, $I_3^{(ND)} = 0.23$ и $I_1^{(RD)} = 0.73$, $I_2^{(RD)} = 0.64$, $I_3^{(RD)} = 0.18$ – в сечении листов, соответственно. Между ними справедливы следующие соотношения: $I_2^{(ND)} \approx I_2^{(RD)}$ и $I_4^{ND} \approx I_1^{(RD)}$. Анизотропия модуля Юнга в плоскости листов стали, рассчитанная по результатам данных ДОЭ, находится в хорошем согласии с результатами прямых измерений. Значение модуля Юнга в нормальном к плоскости листа направлении ($E_{HH}^{ND} = 172.3$ ГПа), рассчитанный

по I_i^D и значениям констант податливости железа совпадает с модулем Юнга, рассчитанному по I_i^R .

5. При деформации растяжением листов низкоуглеродистой стали развитие текстуры зависит от скорости деформации. При малых скоростях (<0.017 мм/с) в плоскости рекристаллизованных листов стали St1. 3 12 развивается текстура (hkl)[011]. При скоростях деформации более 1 мм/с к квазиаксиальной составляющей текстуры добавляются ориентировки типа (134), (135) [uvw]. Индексы плоскостей и направлений ориентировок текстуры в плоскости листов соответствуют индексам направлений и плоскостей ориентировок в поперечном сечении листов.

6. Изменение интегральных характеристик текстуры (ИХТ), описывающих анизотропию упругих свойств листов стали St1.03 12, противоположны изменению модуля Юнга в главных направлениях листов с увеличением скорости деформации растяжением с небольшим ростом в области скоростей 0.017–1 мм/с. Расчетные значения модуля Юнга (E) в направлении прокатки и поперечном направлении листов стали, полученные из данных ИХТ и констант податливости монокристаллов железа, находятся в хорошем согласии с экспериментальными значениями модуля Юнга E .

7. Механические свойства листов стали St1.03 12 существенно зависят от направления измерения в листах и скорости деформации растяжением. Рекристаллизованные листы стали при деформации малой скоростью (~ 0.0017 мм/с) обладают анизотропией механических свойств. Максимальные значения модуля Юнга и предела текучести отвечают направлению измерения НП $\pm 45^\circ$. Этому направлению отвечают минимальные значения предела прочности и относительного удлинения. При увеличении скорости деформации модуль Юнга растет в обоих направлениях с небольшим падением в области скоростей 0.017–2 мм/с. Предел текучести растет до некоторой величины, а при скоростях деформации более 1 мм/с – падает. Предел прочности с увеличением скорости деформации монотонно падает в обоих направлениях, а величина относительного удлинения растет.

8. При малых скоростях деформации (< 0.017 мм/с) максимум коэффициента разрушаемости приходится на направление НП $\pm 60^\circ$. При скоростях деформации более 1 мм/с характер кривых коэффициента разрушаемости меняется и на направление НП $\pm 45^\circ$ приходится минимум.

9. Обнаружена существенная неоднородность упругих, магнитных свойств, текстуры и остаточных напряжений первого рода по глубине для листов трубной стали 06Г2МТФБР. Максимальное изменение упругих свойств наблюдается на глубине от 6,10 до 8,15 мм толщины листа, а свойства листа в приповерхностном и в промежуточных слоях практически совпадают, что может быть обусловлено градиентом температуры в поперечном сечении листов при горячей прокатке исследуемой стали. Ориентационная зависимость модуля Юнга и интенсивности шума Баркгаузена в поверхностном слое носит аналогичный характер. С изменением глубины поведение энергии пика Баркгаузена в НП аналогично остаточным напряжениям первого рода. Полученные результаты исследования энергии пика Баркгаузена и остаточных напряжений первого рода по поперечному сечению листов позволяют выдвинуть предположение о наибольших структурных неоднородностях на глубине 4-5 мм от поверхности в исследуемой стали.

4. ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ

1. Экспериментальные прямые полюсные фигуры $\{001\}$ и $\{111\}$ ОЦК металлов, которые невозможно получить рентгенодифрактометрическими методами ввиду закона погасания рефлексов, можно получить, с достаточной точностью, в виде кикучиграмм, полученные методами дифракция обратноотраженных электронов (ДОЭ)

2. Интегральные характеристики текстуры (ИХТ) ОЦК металлов и сплавов с известными монокристалльными характеристиками могут быть найдены из данных Фурье-анализа экспериментальной анизотропии модуля Юнга в плоскости листов, по значениям которых находятся анизотропию модуля сдвига и значения модуля Юнга в направлении, нормальном к плоскости листов после деформации различным числом циклов ЗИ.

3. Деформация меньше 1 цикла знакопеременного изгиба полос низкоуглеродистой стали (близкой к армко-железу) с начальной текстурой типа $\{001\} \langle 110 \rangle + \{112\} \langle 110 \rangle + \{001\} \langle 100 \rangle$, присущие текстурам прокатки и рекристаллизации, формирует типичную текстуру деформации ОЦК металлов и сплавов с компонентой текстуры сдвига $\{011\} \langle 100 \rangle$. Характеристики упругости после деформации 1 циклом ЗИ достигают максимума, а прочности – после 3 циклов ЗИ. Характеристики пластичности достигают минимума при деформации 0,5 циклов ЗИ. После деформаций более 3 циклов ЗИ сдвиговая компонента текстуры исчезает, характеристики прочности уменьшаются, пластичности увеличиваются за счет активизации процессов двойникования. Анизотропия свойств, характерна для ориентировок типа $\{112\}$, $\{013\}$ [UVW].

4. Анизотропия всех исследованных свойств характерна тем, что максимальные значения их приходятся на направления, образующие с НП углы $\pm \sim 45^\circ$. Оптимальные характеристики прочности и пластичности, а также упругих свойств достигаются в листах исследуемой стали деформацией ЗИ при комнатной температуре 1-3 циклами.

5. Текстура листов стали St1.0312 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S и P) после рекристаллизационного отжига описывается наборами идеальных ориентировок для плоскости листа и поперечного сечения, перпендикулярного направлению прокатки, связанными соотношениями $(h_1 k_1 l_1) = (u_2 v_2 w_2)$ и $[u_1 v_1 w_1] = [h_2 k_2 l_2]$, где $(h_1 k_1 l_1)[u_1 v_1 w_1]$ и $[h_2 k_2 l_2](u_2 v_2 w_2)$ - ориентировки в плоскости и сечении листа, соответственно. Их ИХТ в плоскости листов составили $I_1^{(ND)} = 0.68$, $I_2^{(ND)} = 0.62$, $I_3^{(ND)} = 0.23$ и $I_1^{(RD)} = 0.73$, $I_2^{(RD)} = 0.64$, $I_3^{(RD)} = 0.18$ - в сечении листов, соответственно. Также справедливы следующие соотношения ИХТ: $I_2^{(ND)} \approx I_2^{(RD)}$ и $I_4^{ND} \approx I_1^{(RD)}$.

6. При деформации растяжением листов стали St1.0312 развитие текстуры зависит от скорости деформации. При малых скоростях (<0.017 мм/с) в плоскости рекристаллизованных листов развивается текстура (hkl)[011]. При скоростях деформации более 1 мм/с к квазиаксиальной составляющей текстуры добавляются ориентировки типа (134), (135) [uvw]. Индексы плоскостей и направлений ориентировок текстуры в плоскости листов соответствуют индексам направлений и плоскостей ориентировок в поперечном сечении листов.

7. Изменение ИХТ противоположно изменению модуля Юнга и характеристик прочности в главных направлениях листов с увеличением скорости деформации растяжением с небольшим ростом в области скоростей 0.02 – 1 мм/с. При увеличении скорости деформации более 0.0017 мм/с модуль Юнга в обоих направлениях растёт, с небольшим падением в области 1 мм/с. Максимум предела текучести наблюдается при скорости деформации 0.017 мм/с. Предел прочности с увеличением скорости деформации монотонно растёт в обоих направлениях. Величина относительного удлинения уменьшается в обоих направлениях. Для описания анизотропии свойств листов стали St1.03 12 возможно применять тензорную модель четвертого ранга. В таком приближении провели расчет характеристик квазимонокристалла после деформации различными скоростями и затем рассчитали анизотропию упругих

и механических свойств в плоскости листов. Результаты расчета показали удовлетворительное совпадение с данными прямых измерений.

8. При малых скоростях деформации (< 0.017 мм/с) максимум коэффициента разрушаемости приходится на направление $НП\pm 60^\circ$. При скоростях деформации более 1 мм/с характер кривых коэффициента разрушаемости меняется и на направление $НП\pm 45^\circ$ приходится минимум.

9. Листы стали 06Г2МТФБР проявляют существенную неоднородность упругих, магнитных свойств, текстуры и остаточных напряжений первого рода по глубине. Максимальное изменение упругих свойств наблюдается на глубине от 6,10 до 8,15 мм толщины листа, а свойства листа в приповерхностном и в промежуточном слоях практически совпадают. Ориентационная зависимость модуля Юнга и шума Баркгаузена в поверхностном слое носит аналогичный характер. С изменением глубины поведение энергии пика Баркгаузена в НП аналогично остаточным напряжениям, что свидетельствует о наличии наибольших структурных неоднородностей на глубине 4-5 мм от поверхности исследуемой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алымов М.И. Физическое материаловедение. Т. 5. Материалы с заданными свойствами / М.И. Алымов, Г.Н. Елманов, А.Н. Калашников [и др.]: под общей ред. Б.А. Калина. – М.: МИФИ, 2008. – 672 с.
2. Хонинкомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хонинкомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
3. Колачев Б.А. Физические основы разрушения титановых сплавов / А.Б. Колачев, А.В. Мальков. – М.: Metallurgia, 1983. – 180 с.
4. Сильникова Е.Ф. Сопротивление деформации текстурированного металла / Е.Ф. Сильникова // Ленинград. политехн. институт. – 1981. – №378. – с. 36-42.
5. Структура и свойства текстурированных металлов и сплавов: сб. ст./ отв. ред. Б. К. Соколов. – М.: Наука, 1969. – 195 с.
6. Green J.A., Latanision R.M. Factors controlling the corrosion behavior of titanium and titanium-nickel alloys solid solutions / J.A. Green, R.M. Latanision // Corrosion (USA), 1973. – №10. – p. 386-392.
7. Harlotte J.E. Anisotropic irradiation creep of zircalloy-2 / J.E. Harlotte // Phil. Mag. – 1978. – №1. – p.49-60.
8. Вассерман Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – М.: Metallurgia, 1969. – 655с.
9. Бабарэко А.А. Развитие текстуры в металлах и сплавах при деформации и рекристаллизации / А. А. Бабарэко // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka. – 1967. – №5. – С. 5-83.
10. Вишняков Я.Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343с.
11. Бек Р.А. Notes on the Theory of Annealing Textures / Р.А. Бек // ActaMet. – 1953. – №2. – P.230-233.

12. Dillamore I.L Recrystallization Textures in Bcc Metals / I.L. Dillamore // Trans.Met.Soc.AIME. – 1965. – №4. – P.702-707.
13. Dillamore I.L Preferred Orientations in Rolled and Annealed Metals / I.L. Dillamore, W.T. Roberts // Met. Rev.1965. – №39. – P.271-279.
14. Burgers W.G. Notes on the Theory of Annealing Textures. Comments / W.G. Burgers, T.J. Tiedema //Acta Met. – 1963. – №2. – P.234-238.
15. Камидзе Т. Развитие текстур прокатки в α -железе / Т. Камидзе // Japan Inst. Metals. – 1966. – №5. – P.421-428.
16. Виролайнен Э.И. Исследование механизма текстурообразования ГЦК и ОЦК-металлов в процессе прокатки и отжига: автореф. канд. техн. наук: 01.04.05. / Э.И. Виролайнен. – Воронеж, 1977. – 24 с.
17. 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 // ФММ. – 1971. – Т.32.№5. – С.1062-1072.
18. 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. – М.: Наука, 1969. – С.48-52.
19. Горелик С.С Рекристаллизация холоднокатаной трансформаторной стали / С.С Горелик, В.Я. Гольдштейн // ФММ. – 1968. – Т.26,№1 – С.129-138.
20. Таока Т. Formation of Cold-Rolled Texture and Recrystallized Texture in Single Crystals of 3% Silicon Iron / Т Таока, Е. Furubayashi, S. Takeuchi // Trans. Nat. Research Inst. For Metals. – 1967. – V.9,№4. – P.155-207.
21. Dunn C.G. Cold-rolled and Primary Recrystallization Texture in Cold-rolled Single Crystals of Silicon-iron / C.G Dunn. // ActaMet. – 1954. – V.2,№2. – P.173-183.
22. Furubayashi E. An Origin of the Recrystallized Grains with Preferred Orientations in Cold-Rolled Fe-3%Si / E. Furubayashi // Trans. Iron Steel Inst. Japan. – 1969. – V.9,№3. – P.222-238.

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

24. Ху Х. Отжиг монокристаллов кремнистого железа: в кн. Возврат и рекристаллизация металлов.: пер.с англ. / Х. Ху. – М.: Металлургия, 1966. – С.273-326.

25. Bunge H.J. Statistical Crystallography of the Polycrystal / H.J. Bunge // Proc. of the 10th Int. Confon Textures of Materials. Clausthal, Germany.1993. Trans. Tech. Publication. Switzeland. – 1994. – P.13-30.

26. Adams B.L. Orientation Imaging Microscopy: New Possibilities for Microstructural Investigations Using Automated BKD Analysis / B.L. Adams, D.J. Dingley, K. Kunze, S.L. Wright // Proc. of the 10th Int. Confon Textures of Materials. Clausthal, Germany. 1993. Trans. Tech. Publication, Switzeland. – 1994. – P.31-42.

27. Schwarzer R.A. Automated Measurement of Grain Orientations and Online Determination of Complete Deformation Systems with a TEM / R.A. Schwarzer, S. Zaeffer // Advancesin X-Ray Analysis. – 1995. – V.38. – P.377-381.

28. Perlovich Yu. X-Ray Study of Structure Inhomogeneity in Textured Materials / Yu. Perlovich, H.J. Bunge, V. Fesenko, M. Isaenkova // Proc.of the11th Inter. Confon Textures of Materials. Xi'an, China. 1996. – P.1455-1460.

29. Wcislak L. Texture Analysis with a Position Sensitive Detector / L. Wcislak, H.J. Bunge. – Gottingen.: Cuviller Verlag. – 1996. – P.215.

30. I-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), апрель 2002 г., г. Москва, МИСиС

31. II-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2004 г., г. Москва, МИСиС.

32. III-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2006 г., г. Москва, МИСиС.

33 IV-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2008), 8-10 апреля 2008 г., г. Москва, МИСиС.

34. V-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2010), 20-22 апреля 2010 г., г. Москва, НИТУ "МИСиС".

35. VI-я Евразийская научно-практическая конференция "Прочность неоднородных структур" (ПРОСТ 2012), 17-19 апреля 2012 г., г. Москва, НИТУ "МИСиС"

36. VII-ая Евразийские конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2014. М. 22-24 апреля 2014 г. М.: МИСИС. – 2014.

37. Van Houtte P. Models for Shear Bands Formation in Rolling and Extrusion / P. Van Houtte, J.G. Sevillano, E. Aemoudt // Z. Metallkunde. – 1979. – В.70,№7. – р.426-432.

38. Leffers T. Why We Cannot Simulate Deformation Textures / T. Leffers // Proc. of the 12th Int. Conf on Textures of Materials. Montreal, 1999. NRC Research Press. – Ottawa. – 1999. – P.261-266.

39. Lee C.S. A Theory of Deformation Banding in Cold Rolling / C.S. Lee, B.J. Duggan, R.E Smallman // Acta Metall. Mater. – 1993. – V.41 – P.2265-2270.

40. Большаков В.И., Еще раз о создании СНИП «Стальные конструкции» для Украины / В.И. Большаков, Л.М. Лобанов, В.Н. Рычагов, М.И. Жеребин // МТОМ. – 1999. – №4. – с.5-11.

41. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн. – М.: Metallurgy, 1977. – 431 с.

42. Джаффи Р.И. Проблемы разработки конструкционных сплавов / Р.И. Джаффи, Б.А. Вилкокс // X Коллоквиум по материаловедению инст. Баттела: сб научн трудов, пер. с англ. М.: Metallurgy, 1980. – 335 с.

43. Чалмерс Б. Физическое металловедение / Б. Чалмерс. М.: ГНТИ. Черная и цветн. металлургия, 1963. – 455 с.

44. Agnew S.R. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B / S.R. Agnew, O. Duygulu // International Journal of Plasticity. – 2005. – №21. – р. 1161-1193.

45. Barnett M.R. Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys / M.R. Barnett, M.D. Nave, C.J. Bettles // *Materials Science and Engineering*. – 2004. – p. 205-211.

46. Miura S. Deformation behavior of Mg alloy single crystals at various temperatures / S. Miura, S. Yamamoto, K. Ohkubo, et al // *Materials Science Forum*. – 2000. – p.183-188.

47. Nobre J.P. Deformation asymmetry of AZ31 wrought magnesium alloy / J.P. Nobre, U. Noster, M. Kornmeier, et al. // *Key Engineering Materials*, 2002. – p.267-270.

48. Somekawa H., Kohzu M., Tanabe S., et al. The press formability in magnesium alloy AZ31// *Materials Science Forum*. – 2000. – p.177-182.

49. Koike J. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys/ J. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, et al // *Acta Material*. – 2003. – p. 2055-2065.

50. Karaman I. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip / I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, et al // *Acta Material*. – 2000. – p.1345-1359.

51. Karaman I. Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip / I. Karaman, H. Sehitoglu, A.J. Beaudoin, et al // *Acta Materialia*. – 2000. – p. 2031-2047.

52. Брюханов А.А. Влияние холодной прокатки на характеристики текстуры и анизотропию свойств α -сплава Ti-3Al-1,5V / А.А. Брюханов, Н.А. Волчок, Т.С. Совкова // *Материаловедение*. – 2010. – №4. – с. 9-14.

53. Брюханов А.А. Текстура и анизотропия модуля Юнга холоднокатаных листов титанового сплава ПТЗ-В / А.А. Брюханов, Н.А. Волчок, Т.С. Совкова // *Физика и техника высоких давлений*. – 2010. – №1. – с. 123-132.

54. Захарченко И.Г. Влияние комбинации прямой и поперечной прокаток на текстуру и анизотропию свойств листов α - титанового сплава Ti-3Al-1,5V / И.Г. Захарченко, Н.А. Волчок, Т.С. Совкова // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2010. – №1. – с.93-98.

- 55.** Зильберг Ю.В. Изменение механических свойств листа из сплава AZ31 в результате роликовой правки / Ю.В. Зильберг, А.А. Брюханов, Д. Родман [и др.] // Производство проката. – 2010. – №1. – с.3-7.
- 56.** Солнцев Ю. П. Материаловедение: учебник для вузов / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – изд. 4-е перераб. и доп. - СПб.: ХИМИЗДАТ, 2007. – 784 с.
- 57.** Дружинин В.В. Магнитные свойства электротехнической стали / В.В. Дружинин. – М.: Metallurgia, 1974. – 278с.
- 58.** Воробьев Г.М. Влияние степени совершенства текстуры и величины зерна на магнитные и электрические свойства трансформаторной стали / Г.М. Воробьев, Я.В. Гречный, Л.И. Котова // Сталь. – 1965. – №1. – С.67-72.
- 59.** Littman M.P. Structures and Magnetic Properties of Grain-Oriented 3,2% Silicon-Iron / M.P. Littman // Journ. Appl. Phys. – 1967. – V.38, №3. – P.1104-1108.
- 60.** Mc.Carty M. Texture-Electrical Property Correlations in Oriented Silicon Steel / M. Mc.Carty, G.L. Hauze, F.A. Malagari // Journ. Appl. Phys. – V.38, №3. – P.1096-1099.
- 61.** Fiedler H.C. The Effectiveness in Inclusion in Promoting of Secondary Recrystallization in Silicon-Iron / H.C. Fiedler // Trans. Met. Soc. AIME. – 1964. – V.230, №1. – P.95-99.
- 62.** Счастливецва И.К О стабилизации размера зерна матрицы в тонкой ленте трансформаторной стали / И.К. Счастливецва, В.В. Губернаторов, Б.К. Соколов [и др.] // ФММ. 1967. – Т.23, №5. – С.929-933.
- 63.** Fiedler H.C. New Oriented 3% Si-Steel with High Permeability / H.C. Fiedler // IEEE Trans. Magn. MAG-13. – 1977. – P.1433-1442.
- 64.** Solyom A. Экспериментальное изучение возможности применения поверхностно-активной сурьмы в сплавах Fe-3%Si / A. Solyom, J. Janok, V. Fri // Techn. Actual VSZ. Ocel'ove Plechy. – 1982. – V.9, №1-2. – P.36-52.
- 65.** May J.E. Secondary Recrystallization in Silicon Iron / J.E. May, D. Turnbull // Trans. Met. Soc. AIME. – 1958. – V.212. – P.769-781.
- 66.** Koh P.K. The Texture Study in Silcon-Iron / P.K. Koh, C.G. Dunn // Trans. Met. Soc. AIME. – 1960. – V.218. – P.65-69.

67. Гервасьева И. В. Закономерности текстурных преобразований и роль мезоструктурных неоднородностей в процессах деформации и рекристаллизации ОЦК и ГЦК металлических материалов: дис. док. физ.-мат. наук: 01.04.07 / И. В. Гервасьева. – Екатеринбург, 2003. – 260 с.

68. Титоров Д.Б., Гервасьева И.В. Преобразования текстуры в сплаве Fe-3%Si в процессе производства ленты с ребровой текстурой / Д.Б. Титоров, И.В. Гервасьева // Известия АН СССР. Сер. физическая. – 1979. – Т.43, №7. – С.1404-1406.

69. Воробьев Р.М. Распределение зародышей вторичной рекристаллизации по толщине листа кремнистого железа / Р.М. Воробьев, В.М. Демура, А.Ф. Сиухин // Сб. трудов Всесоюзной межвузовской конференции по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах. – Днепропетровск, 1969. – Ч.1. – С.65-67.

70. Pease N.C. SEM-study of Origin of Goss Texture in Fe-3%Si / N.C. Pease, D.W. Jones, H.L. Wise, W.B. Hutchinson // Met. Sci. – 1981. – V.15. – P.203-209.

71. Бородкина М.М. Изучение текстуры трансформаторной стали количественным рентгеновским методом / М.М. Бородкина, Н.А. Кабанцев, Г.Ф. Чусова // Структура и свойства текстурованных металлов и сплавов. – 1969. – С.43-48.

72. Гольдштейн В.Я. Некоторые особенности текстурообразования трансформаторной стали / В.Я. Гольдштейн, В.Е. Кочнов, Д.Э. Вербовецкая, А.М. Беликов // Теория и практика металлургии. – 1966. – Вып.8. – С.185-196.

73. Воробьев Г.М. Изменение текстуры по сечению листа холоднокатаной трансформаторной стали при отжиге / Г.М. Воробьев, Л.С. Кривуша, Л.П. Борисов // ФММ. – 1973. – Т.35. – С.141-147.

74. Гольдштейн В.Я. О некоторых возможностях управления текстурой рекристаллизации / В.Я. Гольдштейн // Структура и свойства электротехнической стали. – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1977. – С.33-41.

75. Титоров Д.Б. Развитие ребровой текстуры в трансформаторной стали / Д.Б. Титоров // Структура и свойства электротехнической стали. – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1977. – С.26-32.

76. Гервасьева И.В., Соколов Б.К., Печкурова И.П., Жигалин А.Г. Преобразования текстуры при рекристаллизации сплава Fe-3%Si / И.В. Гервасьева, Б.К. Соколов, И.П. Печкурова, А.Г. Жигалин // Изв. АН СССР. Сер. физическая. – 1982. – Т.46, №4. – С.669-674.

77. Mishra S. New Information on Texture Development in Regular and High-permeability Grain-Oriented Silicon Steels / S. Mishra, C. Darmann, K. Lucke // Met. Trans. – 1986. – V.17A, №8. – P.1301-1312.

78. Barnett M.R. Formation of $\{111\}\langle 110\rangle$ and $\{111\}\langle 112\rangle$ Textures in Cold Rolled Sheet Steel / M.R. Barnett, L. Kestens // ISIJ International. – 1999. – V.39, №9. – P.923-929.

79. Соколова Т.Д. О влиянии водорода на текстуры деформации и отжига в бета-сплаве титана VT35 / Т.Д. Соколова, Б.К. Соколов, Л.Р. Владимиров [и др.] // ФММ. – 2003. – Т.96, №6. – С.78-83.

80. Лифшиц Б.Г. Исследование текстурообразования при первичной рекристаллизации в деформированных монокристаллах кремнистого железа с исходной ориентировкой $\{110\}\langle 001\rangle$. Изменение структуры при отжиге / Б.Г. Лифшиц, В.Ю. Новиков, Л.В. Рощина // ФММ. – 1972. – Т.34, №4. – С.801-810.

81. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568с.

82. Dunn C.G. Primary Recrystallization on Texture in Cold Rolled Si-Fe Crystals / C.G. Dunn, P.K. Koh // Trans. Met. Soc. AIME. – 1956. – V.206. – P.1017-1024.

83. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом / Г.Н. Эпштейн. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.

84. Райнхарт Дж. Взрывная обработка металлов: пер. с англ./ Дж. Райнхарт, Дж. Пирсон. – М.: Мир, 1966. – 391 с.

85. Эпштейн Г.Н. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г.Н. Эпштейн, О.А. Кайбышев. – М.: Metallurgiya, 1971. – 200 с.

86. Leslie W.C. The structure of shock hardened iron before and after annealing / W.C. Leslie, E. Hornbogen, G.E. Dieter // *Jorn. Iron and steel Inst.* – 1962. – №8. – p. 622-633.

87. Basset W.A. Response of solids to shock waves / W.A. Basset // *Advanced in High-Pressure Research.* – 1974. – p. 91-146.

88. Альтшулер Л.В. Деформация стали под действием ударных волн взрыва / Л.В. Альтшулер, Д.М. Тарасов, М.П. Сперанская // *ФММ.* – 1962. – вып.5. – с. 738-743.

89. Murr H.E. Structure and Terminated Properties of Explosively-Loaded Train-walled stainless steel / H.E. Murr, S.V. Foltz, F.D. Altman // *Phil. Mag.* – 1971. – 23, №185. – p. 1011-1029.

90. Mogilevsky M.A. Mechanism of deformation under shock loading / M.A. Mogilevsky // *Proc. Intern. Conf. Metallurg. Effects of High-Strain Rate Deformation.* – N.Y. – 1980. – p. 541-546.

91. Kassner M.E. Rate-Dependent plastic flow in polycrystalline silver at ambient temperature / M.E.Kassner // *Scr. Met.* – 1983. – 17, №6. – 741-744.

92. Sevillano G. Large strain Hardening and Texture / G. Sevillano, P. Houtte van, E. Aernold // *Prog. In Mat. Sci.* – 1980. – 25, №2-4. – p. 83-145.

93. Келли А. Кристаллография и дефекты в кристаллах: пер. с англ. / А. Келли, Г. Гровс – М.: Мир, 1974. – 495 с.

94. Эпштейн Г.Н. Высокоскоростная деформация монокристаллов никеля / Г.Н. Эпштейн, И.Ф. Казачков // *ФММ.* – 1970. – №1. – с. 212-214.

95. Stevens A. L. Observation of secondary slip in the impact-loaded aluminum / A.L. Stevens, L.E. Pope // *Scr. Met.* – 1971. – 5, №11. – p. 981-985.

96. Verbrack von C.A. Materials Erhalten bei Hochgeschwindigkeitsumformung / C.A. Verbrack von // *Metallkunde.* – 1964. – 55, №42. – p. 723-731.

97. Кайбышев О.А. Особенности механизма высокоскоростной деформации меди / О.А. Кайбышев, Г.А. Кайбышева, Я.С. Уманский, Г.Н. Эпштейн // ФММ. – 1967. – 23, вып.2. – с. 324-327.

98. Fergusson W.G. Dislocation Damping in Aluminum at High Strain Rates / W.G. Fergusson // J. Appl. Phys. – 1967. – №38. – p. 1863-1875.

99. Богачев И.Н. Особенности деформационного упрочнения меди при импульсном нагружении /И.Н. Богачев, М.А. Филиппов // Изв. вузов. Цвет. мет. –1966. – №5. – с. 118-123.

100. Кайбышев О.А. Механизм высокоскоростной деформации металлов / О.А. Кайбышев // ФММ. – 1968. – вып.5. – с. 900-905.

101. Дитер Г.Е. Механика упрочнения твердых тел: пер. с англ. – М.: Metallургия, 1965. – 405 с.

102. Анучина М.А. Штамповка взрывом / М.А. Анучина. – М.: Metallургия, 1965. – 149 с.

103. Ван Бюрен Дефекты в кристаллах / Ван Бюрен. – М.: Иностранная литература, 1962. – 495 с.

104. Venables I.A. Deformation Twinning in Face Centered Cubic Metals / I.A. Venables // Phil. Mag. – 1961. – 6, №63. – p. 379-396.

105. Venables I.A. Deformation Twinning in FCC Metal / I.A. Venables // Deformation Twinning. – N.Y.-L., 1964. – 25. – p. 77-111.

106. Takenchi T.J. Dynamic propagation of deformation twins in iron single crystals / T.J. Takenchi // Phys. Soc. Jap. – 1966. – 21, №12. – p. 16-26.

107. Bunshah R.F. Deformation Twinning / R.F. Bunshah. – N.Y.-L. – 1964. – 320 p.

108. Marc A. Defect generation in shock-wave deformation / A. Marc, Meyers, L.E. Murr // Proc. Int. Conf. Metallurg. effects of High-Strain Rate deformation, N.Y.-L. – 1980. – p. 487-528.

109. Murr L.E. Residual microstructure – mechanical properties relationships in shock-loaded metals and alloys / L.E. Murr // Proc. Int. Conf. of High-Strain Rate deformation, N.Y.-L. – 1980. – p. 607-673.

110. Angelis R. Some Crystallographic Techniques of the Study of Mechanical Twinning and Their Application of Shock Induced Twinning in Copper / R. Angelis, J. Coken // Deformation Twinning. – 1964. – 25. – p. 430-464.

111. Кудрявцев И. П. Текстуры в металлах и сплавах / И.П Кудрявцев. – М.: Металлургия, 1965. – 328 с.

112. Шаскольская М. П. Кристаллография / М. П. Шаскольская. – М.: Высш. школа, 1984. – 376 с.

113. Брюханов А. Е. Элементы кристаллографии и теория дифракции рентгеновских лучей в кристаллах / А. Е. Брюханов. – Одесса, 1964. – 102 с.

114. Хейкер Д. М. Рентгеновская дифрактометрия / Д. М. Хейкер, Л. С. Зевин. – М.: Физматгиз, 1963. – 380 с.

115. Бокштейн, С.З. Строение и свойства металлических сплавов / С.З. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с

116. Вишняков Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я. Д. Вишняков. – М.: Металлургия, 1975. – 479 с.

117. Вайнштейн Б. К. Структурная электронография / Б. К. Вайнштейн. – М: Наука, 1956. – 482 с.

118. Нозик Ю.З. Нейтроны и твердое тело / Ю.З. Нозик, Р.П. Озеров, К. Хеннинг. – М.: Атомиздат, 1979. – 344 с.

119. Chamagne L. Mise en evidence par microscopie optique de la anisotropie de texture sur le Zr at ses alliages // Metaux. – 1979. – 54, №643. – p. 112-119.

120. Harold A. Stand und Entwicklungstendenzen der Automatisierung der Rontgenpulverdiffktometrie// Frieberg. Forschunsh. – 1984. – №243.-s.7-10.

121. Бородкина М.М. Опыт эксплуатации автоматического рентгеновского дифрактометра для исследования текстур ДАРТ-2,0 / М.М. Бородкина, А.А. Евграфов, Ю.С. Григорьев, Т.С. Орехова // Аппаратура и методы рентгенюанализа. – 1977. – №18. – с. 123-131.

122. Куртасов С.Ф. Автоматизация количественных исследований текстуры / С.Ф. Куртасов, М.М. Бородкина // Завод. лаборатория. – 1982. – 48, №3. – с.28-31.

123. Лайнер Д.И. Методика построения полных полюсных фигур / Д.И. Лайнер, А.И. Радишевский // Научн. тр. Н.-и. и проект. Ин-та спл. и об-ки цв. мет. – 1973. – №39. – с.53-68.

124. Гинье А. Рентгенография металлов / А. Гинье. – М.: Физматгиз, 1961. – 604 с.

125. Лайнер Д.И. Полные полюсные фигуры текстур металлов с ГЦК решеткой / Д.И. Лайнер, А.И. Радишевский, И.А Комарова // Кристаллография. – 1974. – 19, вып.5. – с. 942-945

126. Качанов Н.Н. Рентгеноструктурный анализ. Практическое руководство / Н.Н. Качанов, Л.И. Миркин. – М.: Машгиз, 1960. – 216 с.

127. Гохман А.Р. К учету дефокусировки при исследованиях сплавов с механически нестабильным фазовым составом / А.Р. Гохман, А.А. Брюханов // Заводская лаборатория. – 1989. – №6. – с. 52-54.

128. Гохман А.Р. Вероятностный метод исследования текстуры и его применение в задачах физики текстурированных поликристаллов: дис. д-ра физ.-мат. наук: 01.04.07 / А.Р. Гохман – СПб., 1994. – 265 с..

129. Русаков А. А. Рентгенография металлов / А.А. Русаков. – М. – 1977. – 400 с.

130. Schwarzer R.A. The Study of Crystal Texture by Electron Diffraction on a Grain-Specific Scale / R.A. Schwarzer // Microscopy and Analysis. – 1997. – V.45. – P.35-37.

131. Schwarzer R.A. Automated Crystal Lattice Orientation Mapping Using a Computer controlled SEM / R.A. Schwarzer // Micron. – 1997. – V.28, №3. – P.249-265.

132. Huot A. Texture of Shear Bands in Al-Mg3% Measured by BKD / A. Huot, R.A. Schwarzer, J.H. Driver // Materials Science Forum. – 1998. – P.319-326.

133. Schwarzer R.A. Automated Electron Backscatter Diffraction: Present State and Prospects / A.R. Schwartz // *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. – 2000. – P.105-122.

134. Springer F. Recent Developments in Automated Crystal Orientation Mapping (ACOM) - Quantitative Evaluation and Graphical Representation of Individual Grain Orientation Data / F. Springer // *Materials Science Forum*. – 1998. – P.191-200.

135. Стрет Д.В. Теория звука / Д.В. Стрет. – М.: ГИТТЛ, 1955. – 125 с.

136. Брюханов А.О. Вивчення пружних властивостей сталених дрітів в області рекристалізації / А.О. Брюханов // *УФЖ*. – 1965. – 10, №1. – с.104-107.

137. Войтенко А.Ф. Установка для исследования характеристик упругости и внутреннего трения материалов в интервале температур 3-300 К / А.Ф. Войтенко, Н.В Новиков // *Завод. лаборатория*. – 1973. – 39, №5. – с. 616-618.

138. Александров А.В. Сопротивление материалов / А.В. Александров, В.Д. Попов, Б.М. Державин. – М.: Высшая школа, 2009. – 560 с.

139. Виглин А.С. Количественная мера текстуры поликристаллического материала / А.С. Виглин // *ФТТ*. – 1960. – №10. – с.2463-2476.

140. Bunge H.J. Analysis by Orientation distribution function / H.J. Bunge // *Metallkunde*. – 1965. – №18. – p.872-874.

141. Roe R.J. Description of crystallite orientation in polycrystalline materials. General solution to pole figure inversion / R./J. Roe // *J. Appl. Phys.* – 1965. – №36. – p.2024-2031.

142. Bunge H.J. Entstellung von Verformungstexturen in metallischen Werkstoffen / H.J. Bunge // *Krist. und Techn.* – 1971. – №6. – s.677-728.

143. Davies G. Texture analysis and anisotropy in metals / G. Davies // *Metals*. – 1976. – №7. – p.21-28.

144. Vordeja J.J. Representation Tridimensional de la textura por el de Roe-Bunge. Applicationa una chera de Fe-17%Cr recrestallizada / J.J. Vordeja, L. Fernande, G. Cabal // *Rev. met. CENJM*. – 1976. – №5. – p.260-265.

145. Kleinstuck K. Texturuntersuchungen von Metallen mittels Neutronbeugung / K. Kleinstuck, J. Tobisch // Krist. und Tech. – 1976. – №4. – s.409-429.

146. Mucklich A. Investigation into the development of rolling texture of some FCC metals / A. Mucklich, J. Tobisch, K. Kleinstuck, K. Henning // Texture materials. Proc. 5-th ICOTOM. Aachen.1978. – Berlin: Springer. – 1978. –p.243-273.

147. Bunge H.J. The texture transition in α -brass determined by neutron diffraction / H.J. Bunge, J. Tobisch // J. Appl. Crystallogr. – 1972. – №4. –p.27-40.

148. Tobisch J. The development of rolling texture in α -brass determined by neutron diffraction / J. Tobisch, A. Mucklich // Ntxture. – 1974. – №4. –p.211-231.

149. Pospiesh J. The rolling textures of copper and α -brasses discussed in terms of orientation distribution function / J. Pospiesh, K. Lucke // Acta met. – 1975.– №8. – p.997-1007.

150. Hirsch J., Vernich K.H., Luche K. Texture development during rolling in Cu and Cu-Zn alloys / J. Hirsch, K.H. Vernich, K. Luche // Mater. Proc. 6-th ICOTOM. Tokyo. Sept.-Oct. 1981. – Tokyo: Iron and Steel Inst. of Japan. – 1981. – p.239-255.

151. Clement A. Prediction of deformation texture using a physical principle of conservation / A. Clement // Mater. Sci. and Eng. – 1982. – №2. – p.208-210.

152. Александров И.В. Изучение текстуры при помощи функции распределения кристаллографических ориентировок кубических металлов / И.В. Александров, О.А. Кайбышев // Зав. Лаборатория. –1978. – №3. –с.286-289.

153. Старцева Т.В. Методика определения функции распределения кристаллографических ориентировок кубических металлов / Т.В. Старцева, О.А. Кайбышев, И.В. Александров // Зав. лаборатория. – 1979. – №4. –с.334-338

154. Александров И.В. Моделирование на ЭВМ процессов текстурообразования при пластической деформации в металлах и сплавах с ГЦК и ГПУ – решетками / И.В. Александров, О.А. Кайбышев // Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах. Тез. докл. Всесоюзной конф. Красноярск. 11-13 июня 1980 г. – Красноярск: КПИ. – 1980. – с.304-305.

155. Александров И.В. Моделирование текстур металлов и сплавов с ГЦК-решеткой на электронно-вычислительной машине / И.В. Александров, О.А. Кайбышев // ФММ. – 1981. – №1. – с.112-118.

156. Александров И.В. Методика моделирования на ЭВМ процессов текстурообразования при пластической деформации / И.В. Александров, О.А. Кайбышев // Зав. лаборатория. – 1984. – №9. – с.43-46.

157. Тихонов А.Н. Методы решения некорректных задач / А.Н. Тихонов, Ф.Я. Арсенин. – М.: Наука, 1979. – 285 с.

158. Брюханов А.А. Вероятностный метод количественного исследования текстуры/ А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Зав.лаборатория. –1983. –№4. –с.56-58.

159. Брюханов А.А. К восстановлению функции распределения ориентаций кристаллов по ограниченному числу полюсных фигур / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Зав. лаборатория. – 1984. – №9. – с.40-43.

160. Брюханов А.А. Функция распределения ориентаций гексагонального α -титана / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – №5. – с.145-148.

161. Брюханов А.А., Гохман А.Р. Текстура прокатки и упругие константы монокристаллов аустенитной стали 12Х18Н10Т / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Металлофизика. – 1985. – №7. – с.76-79.

162. Шаскольская М.П. Кристаллография / М.П. Шаскольская. – М.: Высш. школа, 1984. – 376 с.

163. Адамеску Р.А. Анизотропия физических свойств металлов / Р.А. Адамеску, П.В. Гельд, Е.А. Митюшов. – М.: Metallurgy, 1985. – 138 с.

164. Манита А.Д. Теория вероятностей и математическая статистика / А.Д. Манита. М.: Изд. отдел УНЦ ДО МГУ, 2001. – 120 с.

165. Гохман А.Р. Зависимость физико-механических свойств конструкционных материалов электронной техники от текстуры / А.Р. Гохман, В.К. Жуковский // Изв.вузов РФ. Матер. электр.техники. – 2005. – №1. –с.70-74.

166. Най Дж. Физические свойства кристаллов/ Дж. Най. – М.: ИЛ, 1960. – 385 с.

167. Schaeffler D. J . Introduction to advanced high-strength steels - Part II [Электронный ресурс] / J.D. Schaeffler. – Режим доступа: <http://www.thefabricator.com/article/metalsmaterials/introduction-to-advanced-high-strength-steels---part-ii>

168. Одесский П.Д. Опасность разрушений при возведении уникальных инженерных сооружений и обеспечение их эксплуатационной надёжности / П.Д. Одесский, Д.В. Кулик, Д.В. Конин // IV Евразийская научно-практическая конференция “Прочность неоднородных структур”. МИСиС 8-10 апреля 2008 г. – М., 2008. – с. 5.

169. Шульце Г. Metalлофизика / Г. Шульце. – М.: Мир, 1971. – 503 с.

170. Kocks W.K. Texture and anisotropy of preferred orientations in polycrystals and their effects on material properties / W.K. Kocks, C.N. Tome, H.R. Wenk // Cambridge University Press. – 2000. – №2. – p.10-531.

171. Raabe D. Rolling and annealing textures of BCC metals / D. Raabe, K. Lucke // Mater.Sci.Forum. – 1994. – V. 157. – p.597-610.

172. Raabe D. Simulation of rolling textures of b.c.c. metals considering grain interactions and crystallographic slip on {110}, {112}, and {123} planes / D. Raabe // Mater.Sci.Eng. – 1995. – V.197. – p. 31-37.

173. Брюханов А.А. Общие закономерности анизотропии упругих свойств кубических кристаллов и текстура металлов кубической системы. Текстуры прокатки / А.А. Брюханов // Изв.вузов.Физика. – 1977. – №4. – с.153-159.

174. Бах Ф.В. Текстурное разупрочнение листов магниевого сплава AZ31 при знакопеременном изгибе / Ф.В. Бах, А.А. Брюханов, Ю.В. Зильберг [и др.] // Деформация и разрушение металлов. – 2009. – №5. – с. 21-28.

175. Стоянов П. П Развитие текстуры и анизотропии свойств в гексагональных поликристаллах Mg-3%Al-1%Zn: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Стоянов Павел Петрович. – О., 2012. – 163 с.

176. Анурьев В. И. Справочник конструктора-машиностроителя в 3т. Т.1 / В. И. Анурьев – М.: Машиностроение, 2001. – 920 с.

177. Maugin G.A. The Thermomechanic soft Plasticity and Fracture / G.A. Maugin. – Cambridge: Cambridge University Press, 1992. – 350 p.

178. Krajcinovic D. Damage mechanics / D. Krajcinovic. – Amsterdam: Elsevier Science B.V., 1996. – 762p.

179. Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics / J. Lemaitre. – Berlin: Springer-Verlag, 1992. – 210 p.

180. Гохман А.Р. Изучение ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости прокатанных листов технического титана ВТ1-0 / А.Р. Гохман, Н.А. Волчок // ФизТВД. – 2009. – №4. – с.111-117.

181. Рудяк В.М. Эффект Баркгаузена / В.М. Рудяк // Успехи физических наук. – 1970. – т.3.№3. – с.429-463.

182. Harasztosi L. Temperature dependence of Barkhausen noise parameters in carbon steel / L. Harasztosi, L. Daróczy, I.A. Szabó // Mat. Sci. Forum. – 2007. – p.371-378.

183. Курдюмов Г.В. Бездиффузионные (мартенситные) превращения в сплавах / Г.В. Курдюмов // ЖТФ. – 1948. – т.186.№.8. – с.933-1026

184. Greninger A.B. The Mechanism of Martensite Formation / A.B. Greninger, A.R. Troiano // Trans. Met. Soc. of AIME. – 1949. – v.185.№9. – p.590-597.

185. Ландау Л. Д. Теоретическая физика. Т. VII. Теория упругости / Л.Д. Ландау, Е.М. Лившиц. – М.: Наука, 1987 – 248 с.