

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
ГОСУДАРСТВЕННОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С.П. КОРОЛЕВА»

Ф. В. ГРЕЧНИКОВ, В. М. ЗАЙЦЕВ, В. А. МИХЕЕВ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
ТЕКСТУРНОЙ МОРФОЛОГИИ
ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОКАТЕ

*Утверждено Редакционно-издательским советом
университета в качестве учебного пособия*

САМАРА
Издательство СГАУ
2006

УДК 621.771.23
ББК 34.43
Г81



**Инновационная образовательная программа
«Развитие центра компетенции и подготовка
специалистов мирового уровня в области аэро-
космических и геoinформационных технологий»**

Рецензенты: канд. техн. наук, доц. В. Г. У л а н о в,
канд. техн. наук, доц. Л. А. Ч е м п и н с к и й

Гречников Ф.В.

Г81 **Закономерности формирования текстурной морфологии листовых материалов при прокате** : учеб. пособие / Ф. В. Гречников, В. М. Зайцев, В. А. Михеев. – Самара : Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та, 2006. – 112 с. : ил.

ISBN 5-7883-0519-5

При разработке современных технологических процессов обработки металлов давлением необходимо использовать научно обоснованные методы формирования требуемых комплексов физико-механических свойств поликристаллических материалов, а также определять оптимальный состав кристаллографической текстуры металлов и сплавов и режимов их обработки, для получения заданных свойств деформируемых материалов. В пособии систематизирован основной материал, необходимый технологу на производстве для постановки и реализации требуемых мероприятий.

Пособие будет полезно широкому кругу студентов технических специальностей и инженерных работников, связанных с формированием рациональной анизотропии физико-механических свойств текстурированных материалов, планированием, постановкой и проведением научных и экспериментальных исследований в этой области.

УДК 621.771.23
ББК 34.43

ISBN 5-7883-0519-5

© Гречников Ф. В., Зайцев В. М.,
В. А. Михеев, 2006
© Самарский государственный
аэрокосмический университет, 2006

ОГЛАВЛЕНИЕ

Принятые обозначения	4
Введение	6
Глава 1. Основные сведения о формировании текстуры и анизотропии свойств листов и лент	8
1.1. Краткие сведения о текстуре и ее взаимосвязи с анизотропией свойств материалов	8
1.2. Методика определения ориентационных факторов текстуры	37
1.3. Влияние технологических факторов на текстурообразование и анизотропию свойств	43
1.4. Вопросы для самоконтроля	52
Глава 2. Определение взаимосвязи параметров текстуры и анизотропии свойств	53
2.1. Краткие сведения из теории упругости.....	54
2.2. Пропорциональность упругого и пластического материальных девиаторов	60
2.3. Модель взаимосвязи показателей анизотропии с параметрами текстуры и константами кристаллов	63
2.4. Вопросы для самоконтроля	70
Глава 3. Влияние параметров текстуры на показатели анизотропии.....	71
3.1. Анализ влияния текстурных параметров и идеальных ориентировок на величину показателей анизотропии	71
3.2. Изменение показателей анизотропии в зависимости от констант кристаллической решетки материалов	75
3.3. Физический смысл характеристического параметра монокристалла	84
3.4. Вопросы для самоконтроля	
Глава 4. Формирование состава текстуры по заданным значениям анизотропии	88
4.1. Определение параметров текстуры по величине показателей анизотропии	88
4.2. Расчет вариантов многокомпонентной текстуры	90
4.3. Примеры формирования текстуры и анизотропии свойств при прокатке	92
4.4. Вопросы для самоконтроля	106
Глоссарий	107
Список литературы	109

ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

k_{ijkl} – материальный пластический девиатор

d_{ijkl} – материальный упругий девиатор

K_{ijkl} – симметричный самосопряжённый пластический девиатор четвёртого ранга в главных осях анизотропии (материальный тензор)

S_{ijkl} – компоненты упругого тензора податливости

S_{ij} – компоненты упругого тензора податливости, записанные в матричной форме

S'_{ij} – компоненты тензора податливости монокристалла в матричной форме

C_{ij} – компоненты тензора упругости в матричной форме

C'_{ij} – компоненты тензора упругости монокристалла в матричной форме

K'_{ij} – компоненты пластического девиатора монокристалла в матричной форме

μ_{ij} – показатели пластической анизотропии (коэффициенты пластической деформации)

μ_i – показатели пластической анизотропии под углом 45° к осям i и j

$\bar{\mu}$ – осреднённый в плоскости листа показатель анизотропии

R – показатель нормальной пластической анизотропии

ν_{ij} – коэффициенты Пуассона

σ_{ij} – тензор напряжений

ε_{ij} – тензор деформаций

$\sigma_{\langle hkl \rangle}$ – напряжение текучести

Q – характеристический параметр монокристалла

Δ_i – ориентационные факторы текстуры ($i = 1, 2, 3$)

НП – направление прокатки

ПН – поперечное направление в плоскости листа (направление прокатки)

НН – направление нормали к плоскости прокатки

ФРО – функция распределения зёрен по ориентациям

ПФ – полюсная фигура

ОПФ – обратная полюсная фигура

$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ – углы Эйлера

α_{ij} – направляющие косинусы i -го направления в кристалле

h, k, l – индексы Миллера направления в кристалле

f_{hkl} – полюсная плотность ориентировки hkl

A_{hkl} – объёмная фракция ориентировки hkl

P_{hkl} – весовая доля текстурной компоновки hkl

S – толщина листа

E_h – степень деформации (обжатия) при прокатке

T – температура термообработки

ВВЕДЕНИЕ

Традиционные технологии получения листовых материалов не позволяют получать полуфабрикаты с заданными свойствами и оптимальным сочетанием пластических и прочностных характеристик. Во многом это связано с тем, что существующая теоретическая база не позволяет учитывать особенности структуры реальных металлов и сплавов с учетом требований рационального построения технологических процессов обработки металлов и обеспечения высоких прочностных и деформационных характеристик изделий из них.

Современные тенденции мирового развития металлообрабатывающих технологий характеризуются прежде всего резким повышением требований к качеству и эксплуатационным свойствам изделий при снижении себестоимости их производства. Это, в свою очередь, стимулирует разработку высокоэффективных технологий, отвечающих указанным требованиям и реализующих всемерную экономию материальных, трудовых и энергетических ресурсов. Другими словами, высокая конкурентоспособность разрабатываемых технологий и экономичность производства будут достигнуты в том случае, если они будут основываться на «вещественной основе», сочетание свойств которой полностью обеспечивает желаемый результат. «Вещественной основой» изделий является исходный материал, упруго-пластические свойства которого, а особенно их анизотропия, в значительной степени влияют на параметры как изделий, так и процессов их формообразования. Например, при листовой штамповке анизотропия деформационных характеристик может приводить к увеличению или уменьшению расхода металла, ограничению или повышению предельного формоизменения, возникновению разнотолщинности стенок деталей, фестонообразова-

нию и т. д. Другими словами, в отличие от однозначного поведения изотропной среды, при штамповке заготовок с различной анизотропией появляется возможность варьирования параметрами процесса и на этой основе повышения эффективности производства.

Как известно, величина и характер анизотропии деформационных характеристик определяется как кристаллическими свойствами самого материала, так и наличием в поликристаллическом материале преимущественных кристаллографических ориентировок или текстурной морфологией. Поэтому для получения требуемой анизотропии физико-механических свойств необходимо: во-первых, установить физически обоснованную взаимосвязь её показателей с параметрами текстуры и константами монокристаллов, во-вторых, иметь механизм, позволяющий формировать текстурную морфологию материала в процессе изготовления и технологической обработки. Решению этих задач применительно к производству листовых полуфабрикатов и посвящается данное учебное пособие. При этом практические вопросы применения разработанной в ней математической модели взаимосвязи показателей пластической анизотропии с параметрами текстуры и константами монокристалла ориентированы на интенсификацию процессов деформирования листовых материалов за счет формирования рациональной текстурной морфологии при прокатке и термообработке и обеспечения тем самым оптимального сочетания физико-механических свойств и деформационных характеристик. Данное обстоятельство не исключает применения теоретических зависимостей и положений предлагаемого подхода для решения других задач, связанных с проявлением, учетом и формированием рациональной текстурной морфологии и анизотропии физико-механических свойств.

ГЛАВА 1

ОСНОВНЫЕ СВЕДЕНИЯ О ФОРМИРОВАНИИ ТЕКСТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ЛИСТОВ И ЛЕНТ

1.1. Краткие сведения о текстуре и ее взаимосвязи с анизотропией свойств материалов

Металлический материал в твердом состоянии в условиях термодинамического равновесия имеет *кристаллографическую структуру*. Вид кристаллической структуры данного металла определяется минимумом свободной энергии Гиббса, зависящей от электронного строения атомов и, соответственно, от электронного строения металла.

Многие металлические материалы обладают сравнительно простыми кристаллическими структурами, принадлежащими к одному из трех наиболее распространенных типов кристаллической решетки: объемноцентрированная кубическая – ОЦК; гранецентрированная кубическая – ГЦК; гексагональная плотноупакованная – ГПУ (рис. 1.1).

Каждая кристаллическая решетка обладает своими геометрическими параметрами. Определенному типу решеток соответствует единственная элементарная ячейка, совокупность которых формирует кристаллическую структуру [1].

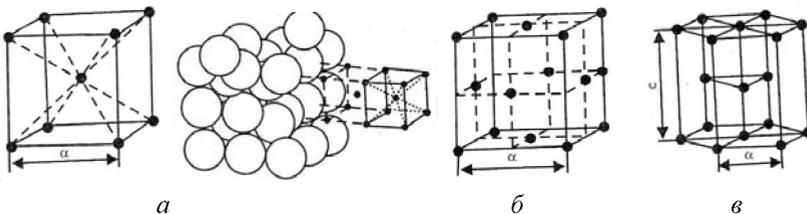


Рис. 1.1. Типичные кристаллические структуры металлов:
a – кубическая объемно-центрированная (о. ц. к.); *б* – кубическая гранецентрированная (г. ц. к.); *в* – гексагональная плотноупакованная (г. п. у.)

Как видно из рис. 1.1., геометрические параметры или расстояния между атомами, определяющие собой силы межатомных связей, неодинаковы как для различных типов решеток, так и в пределах одной элементарной ячейки. Это различие связано с неодинаковой плотностью упаковки атомами кристаллографических плоскостей и направлений в решетке, что и определяет различие многих свойств кристаллов, т. е. их *анизотропию*. Кристалл является телом анизотропным, и анизотропия одного какого-либо свойства сопровождается анизотропией многих других его свойств.

Таким образом, пределы прочности и пластичности анизотропного материала не являются скалярными величинами, т. к. они будут зависеть от кристаллографического направления. Для определения индексов кристаллографического направления необходимо из семейства параллельных плоскостей выбрать направления плоскостей, проходящих через начало координат. Далее, приняв за единицу длину ребра элементарной ячейки (период ячейки), определяют координаты любой точки этого направления. Полученные значения координат приводят к отношению трех целых чисел. Эти цифры, заключенные в квадратные скобки, являются индексами данного направления и всех направлений, параллельных ему. Основные направления в кубической решетке приведены на рис. 1.2, *г*. Индексы осей решетки $X - [100]$, $Y - [010]$, $Z - [001]$. Индекс пространственной диагонали $[111]$. Для той же кубической решетки индексы плоскостей обычно заключаются в круглые скобки (рис. 1.2, *а, б, в*).

Нетрудно видеть, что плотность расположения атомов по различным плоскостям неодинакова. Так, например, плоскости (100) в ОЦК-решетке принадлежит один атом ($1/4 \times 4$), плоскости (110) – два атома: один атом вносят атомы, находящиеся в вершинах ($1/4 \times 4$), и один в центре куба. В ГЦК-решетке – плоскостью с наиболее плотным расположением атомов будет плоскость (111) , а в ОЦК-решетке – плоскость (110) [2].

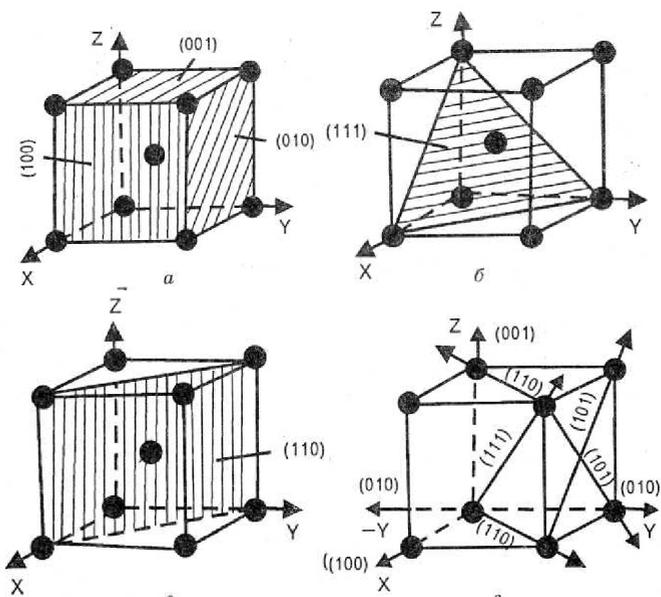


Рис. 1.2. Индексы кристаллографических плоскостей и направлений в кубической объемно-центрированной решетке

В отличие от отдельного кристалла, имеющего правильную огранку или внешнюю форму, поликристаллические твердые тела состоят из беспорядочно сросшихся кристаллов, имеющих неправильную форму. Такие кристаллы неправильной внешней формы получили название кристаллитов, или зерен. Поэтому в поликристаллическом теле анизотропия, свойственная кристаллу, должна была бы отсутствовать. На самом деле об относительной изотропии может идти речь только в отношении отливок. Беспорядочно расположенные кристаллы создают в отдельных крупных зонах картинку макроскопической однородности, и поликристаллические тела принято считать квазиизотропными.

Однако во время обработки давлением, в частности при прокатке, направленное действие деформирующих сил определенным образом ориентирует кристаллиты, вытягивая их в направлении прокатки. Кроме того, происходит частичный их поворот (ротация

зерен) относительно друг друга и их кристаллографических осей вдоль направления максимальной деформации [3].

В результате в листовом материале возникает преимущественная ориентировка кристаллитов, или *текстура*, которая приближает свойства поликристаллического тела, в частности их анизотропию, к отдельному монокристаллу. Таким образом, возникает вторичная, по отношению к кристаллу, или деформационная, анизотропия. Все это создает в прокатываемом листовом материале *упорядоченную текстурную морфологию*. В результате возникает макроанизотропия листового материала. Известно, что механические свойства листов вдоль и поперек прокатки далеко не одинаковые.

Для ознакомления со свойствами металлов необходимо изучить их структуру в такой последовательности. Прежде всего – первичную систему (кристаллическую решетку), образующую кристалл, затем мельчайшие элементы, составляющие кристалл, – то, что относится к субмикроскопической структуре, и далее – отдельное зерно металла, то, что может быть отнесено к обычной микроскопической структуре, и наконец следует макроскопическое строение поликристаллического тела.

Большое значение для понимания процессов, определяющих свойства металлов, имеют такие дефекты кристаллической решетки, как вакансии и дислокация. Вакансия – точечный дефект, характеризуемый отсутствием атома в кристаллической решетке. Дислокация – это линейный дефект, который, в отличие от вакансии, характеризуется отсутствием ряда атомов, расположенных на одной линии (рис. 1.3). Пластическая деформация осуществляется в основном за счет перемещения дислокаций вдоль плоскостей скольжения путем последовательного передвижения друг за другом атомных рядов [4].

На рис. 1.3 плоскость скольжения уподоблена линии скольжения, а дислокация обозначена знаком типа «I», как краевая или линейная. Такую дислокацию можно представить возникшей в ре-

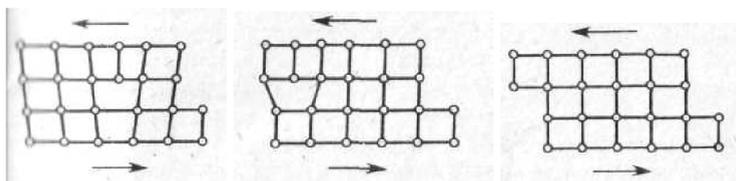


Рис. 1.3. Схема перемещения атомов при движении дислокации на одно межатомное расстояние

зультате сдвига, происходящего в некоторой части кристаллической решетки. Если в монокристалле один или несколько источников дислокаций могут обеспечить распространение пластической деформации на весь объем, то в поликристаллическом теле наличие границ зерен сильно задерживает распространение пластической деформации.

Поэтому одной из особенностей пластической деформации поликристаллического тела является неоднородность ее протекания по микроскопически малым объемам. Характер распределения очагов деформаций, а также уровень ее неоднородности определяется различной кристаллографической ориентацией смежных объемов металла (блоков и зерен), а также направлением приложенной нагрузки, видом напряженного состояния и другими факторами. Максимальное сдвигающее напряжение всегда возникает в плоскостях, наклоненных к направлению приложенной нагрузки под углом 45° . Вначале пластическая деформация начинается в отдельных зернах 1, 2, 3 и 4 (рис. 1.4, *а*), плоскости скольжения которых ориентированы под углом 45° к направлению усилия, например со стороны обжимных валков прокатного стана. Одновременно происходит поворот и скольжение новых зерен в положения, благоприятные для деформирования (рис. 1.4, *б*). В результате они вытягиваются в направлении интенсивного течения металла (рис. 1.4, *в*). С дальнейшим увеличением внешней нагрузки и возрастанием сдвиговых напряжений пластическая деформация охватывает и другие зерна, плоскости скольжения которых будут ориентированы под углом 45° к действующей силе после их поворота с ротацией.

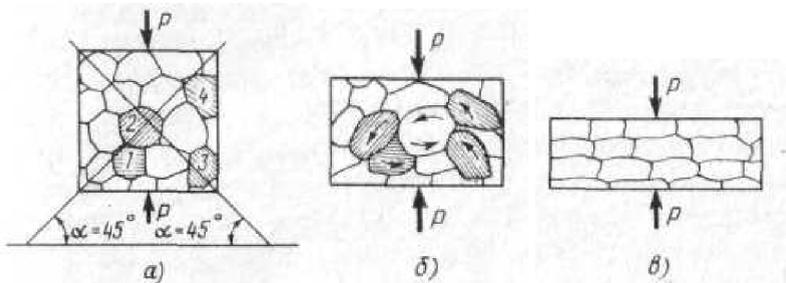


Рис. 1.4. Схемы развития пластической деформации поликристалла

В зависимости от свойств металла размеры компонентов структур изменяются в широких пределах (размер зерна, протяженность внутренней границы, плотность вакансий и т. д.). Исследование структуры металлов дает основу для действительно научного исследования физической природы прочности и пластичности. Детальное рассмотрение положения отдельных кристаллов стало возможным с применением растрового микроскопа и использованием компьютерного изображения кристаллов. В наблюдаемой совокупности кристаллов были отмечены точки 1, 2, 3, 4, ... n , которые можно соединить прямыми линиями. Первое изображение, до приложения внешней нагрузки, считается исходным. В самом общем виде полученная картина показана на рис. 1.5. Каждое из новых последующих нагружений представляет новый кадр [5].

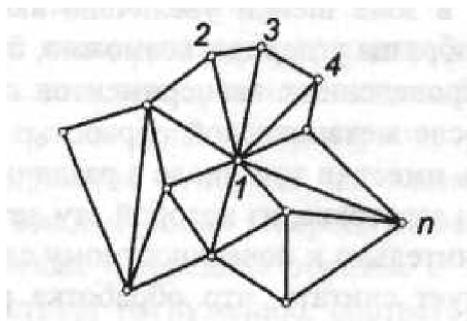


Рис. 1.5. Компьютерное изображение кристалла

Изменившееся положение точек 1, 2, 3, 4, ... n и линий, соединяющих эти точки, позволяет анализировать состояние зоны нагружения. Установлено, что указываемые линии поворачиваются в среднем на $4...6^\circ$, что в технологическом смысле соответствует процессу упрочнения. Образно можно представить, что каждый кристалл «отыскивает» себе новое, более стабильное положение, т. е. дальнейшее перемещение кристаллитов становится более затрудненным. Поэтому пластическая деформация поликристаллических материалов может быть рассмотрена с позиций, учитывающих неоднородность ее протекания в различно ориентированных и напряженных кристаллитах.

В настоящее время установлено, что кристаллы, даже кажущиеся идеально правильно ограниченными, не имеют ровного слоя атомов на поверхности, а также обладают большим количеством других дефектов кристаллической решетки (вакансии, дислокации, поры и т. п.).

Кроме того, внутри кристаллических решеток всегда имеются различные дефекты, которые в основном определяют поведение материала при деформировании. Главной чертой процессов деформирования является то, что часть энергии, израсходованной на деформацию, не выделяется в виде тепла, а сохраняется в виде запасной энергии в металле. Она связана с тем, что движущиеся в определенных микро- и субмикрообъемах дислокации в них же затормаживаются, образуя скопления у препятствий.

Таким образом, возникают области с высокой концентрацией близкодействующих внутренних напряжений. Релаксация возникших внутренних напряжений возможна в результате «прорыва» препятствий и возникновения новых очагов деформации в смежных объемах. Микроструктурная пластическая неустойчивость в кристаллах отражает одно из важнейших коллективных свойств дислокационных ансамблей.

Плотность дефектов кристаллической решетки в отожженном металле – $10^6...10^8$ $1/\text{см}^2$, а в сильнодеформируемом металле она

увеличивается до $10^{14} \dots 10^{16} \text{ л/см}^2$. В результате такой материал пребывает в термодинамически нестабильном состоянии, которое характеризуется высокой свободной энергией Гиббса. При увеличении температуры материал может уменьшить свою свободную энергию в результате перераспределения дефектов решетки и уменьшения их числа. В отдельных случаях это может происходить совершенно разными процессами, например за счет рекристаллизации, посредством которой может осуществляться приближение материала к состоянию равновесия, а его структуры – к упорядоченной текстурной морфологии, т. е. к монокристаллу.

В результате при описании самой текстуры необходимо пользоваться определенными ориентировками кристаллографических направлений и основной системой координат, оси которой совпадают с осями симметрии текстуры листового материала.

Характер *определенных ориентировок кристаллографических направлений* в большинстве зерен по отношению к осям листа определяет кристаллографическую текстуру. При прокатке сдвиги идут по тем из кристаллографических плоскостей скольжения, которые ближе к плоскости наибольших сдвиговых напряжений. Горячая прокатка создает слабую, а холодная – сильную текстуру прокатки. Отжиг меняет текстуру прокатки, создавая текстуру рекристаллизации обработки (рис. 1.6) [6].

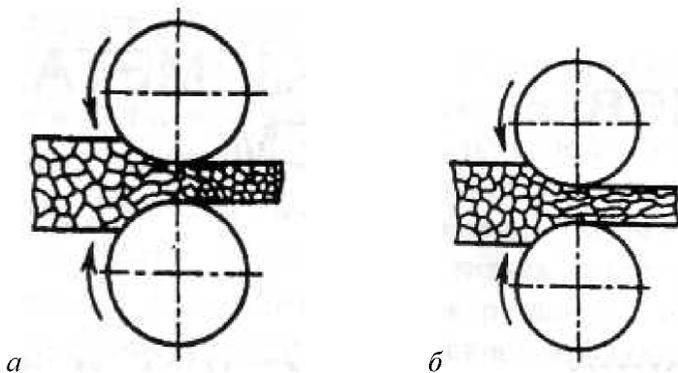


Рис. 1.6. Схемы изменения структуры при прокатке: *а* – горячая; *б* – холодная

Рекристаллизация обработки является следствием пластической деформации металла и накопленной в нем энергии. В различных случаях может получиться как более мелкое, так и более крупное зерно.

При отжиге слабо или медленно деформируемого кристалла выявляется мозаичная структура (блоки). Это уже есть начало процесса рекристаллизации. Явление дробления кристаллита на блоки получило название полигонизация.

На рис. 1.7 показаны такие полуплоскости, края которых (отмечены знаком « \perp ») представляют собой линейные дислокации, расположенные одна под другой. Очевидно, угол разориентации весьма мал, образуя малоугловые границы блоков, оканчивающиеся внутри кристалла. При увеличении числа дислокаций оказывается возможным появление и более сложных комбинаций дислокаций, образующих в ряде случаев своеобразные дислокационные сетки. Тогда при большей степени деформации изменение ориентации блоков может пойти так далеко, что может привести к миграции границ и к образованию новых зерен при эволюции малоугловых границ блоков в большеугловые границы зерен.

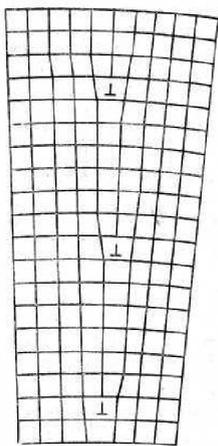


Рис. 1.7. Дислокационная структура границы блоков

Энергия пластически деформируемого кристалла накапливается в форме внутренних напряжений, особенно в граничных прослойках зерен, имеющих множественные смещения из-за выхода дислокаций. На рис. 1.8, а пластическая деформация выражается в значительном искривлении границ зерен.

При увеличении степени деформации близлежащие к граничным прослойкам малые объемы зерен распадаются на блоки (рис. 1.8, б). При большой степени деформации изменение ориентации блоков может привести к миграции границ и к образованию новых зерен (рис. 1.8, в). Как уже известно,

причиной такой рекристаллизации является термодинамическая неустойчивость искаженной кристаллической решётки, которая уменьшается при нагреве.

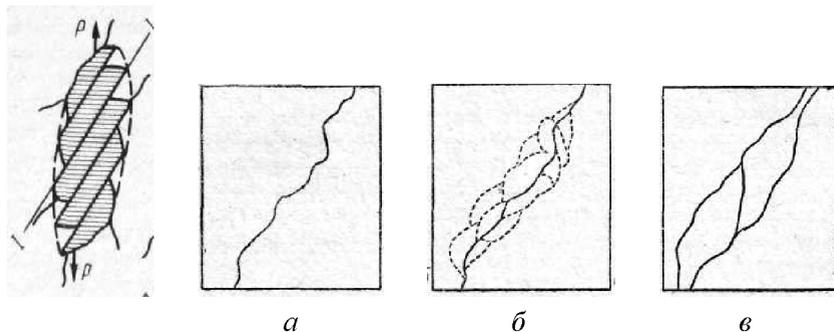


Рис. 1.8. Процесс рекристаллизации при различных степенях деформации

Текстура листового материала имеет три оси симметрии, одна из которых совпадает с направлением проката, а две другие – с перпендикулярными ему направлениями, и три плоскости симметрии, одна из которых совпадает с плоскостью проката, а другие перпендикулярны к ней. Тело, обладающее такой симметрией свойств, называется ортогонально анизотропным или ортотропным.

В случае ортогональной анизотропии листовой материал характеризуется тремя главными осями анизотропии. Ось 1 совпадает с направлением проката; ось 2 – поперек проката; ось 3 – направлена по толщине. Для характеристики трансверсально-изотропного листа достаточно рассмотреть две оси: одна – из бесчисленного множества равноценных в плоскости листа, а вторая – по толщине.

Если рассмотреть поверхность листа, то в ортотропном листе симметрия механических свойств, например, предел текучести $\sigma_{0,2}$, отложенных в определенном масштабе, имеет характер, указанный на рис. 1.9, а. Вид этой фигуры, в зависимости от природы металла и условий изготовления листового полуфабриката, может быть различным. При трансверсальной изотропии в плоскости листа фигура представляет собой круг (рис. 1.9, б). В отличие от изотропной среды свойства в плоскости листа и по его толщине будут различ-

ны.

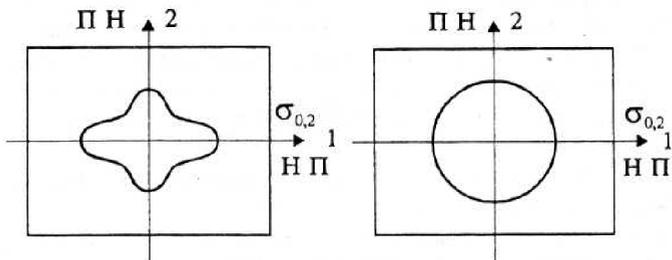


Рис. 1.9. Фигуры распределения механических свойств в плоскости листа:
а – ортогональный лист; *б* – трансверсально-изотропный

В деформированных поликристаллических телах величина анизотропии свойств зависит от степени упорядочения текстурной морфологии, т. е. степени ее приближения к монокристаллу, которая, в свою очередь, определяется величиной пластической деформации. Изучение кинематики развития текстуры при пластической деформации показывает степень ее совершенства. Следовательно, анизотропия свойств возрастает с увеличением деформации до определенного предела, после которого уже практически не меняется. Другими словами, даже в сильно деформируемых материалах остается разориентировка текстуры порядка $5-10^\circ$, обуславливая этим различия в анизотропии моно- и поликристаллов.

Также необходимо знать, что существует «наследование текстуры»: слабая предшествующая текстура может направить развитие сильной, но по другому пути. Поэтому управлять текстурой листового материала приходится на всех этапах производства, начиная от плавки, нагрева сляба, горячей прокатки и охлаждения после неё, последовательности обжатий холодной прокатки и отжига.

Таким образом, понимание процессов, происходящих в металле при той или иной обработке, даёт возможность не только улучшить требуемые свойства, но и создать материалы с заранее заданной направленностью свойств. Видоизменяясь в зависимости от

обработки, текстура обуславливает собой уровень физико-механических свойств и характер анизотропии материала. Отсюда следует, что, создавая в металле различную текстуру, можно, в принципе, управлять свойствами и величиной показателей анизотропии, добиваясь их заданных значений.

В течение длительного времени усилия многих отечественных и зарубежных ученых были направлены на разработку теории текстурообразования, а именно закономерностей превращений текстур деформаций в текстуры рекристаллизации при той или иной обработке материала.

Однако в настоящее время уже ставятся задачи получения новых материалов, прежде всего высокотекстурованного листового материала. Для этого необходимо иметь физическое представление о динамических процессах формирования структуры с упорядоченной морфологией.

Согласно представлениям Бриджмена, пластическая деформация является термодинамическим неравновесным процессом. Она характеризуется конечным набором измеряемых макроскопических параметров, «историей нагружения» и может рассматриваться как диспативное состояние материала. Последнее утверждение обосновывается при рассмотрении отношения энергии E , запасенной в процессе пластической деформации, к энергии, затраченной на деформацию. В данном случае деформируемой системе энергетически оказывается более выгодно образовывать низкоэнергетические субструктуры, чем идти по пути хаотического распределения дислокаций. Согласно такому утверждению, с ростом плотности дислокаций, их перестройка такова, что каждой последующей дислокационной субструктуре соответствует минимум запасенной энергии.

Таким образом, создание новых материалов с заданными свойствами связано с появлением обратных связей в деформируемой системе, выполняющих роль «запоминающих устройств» при деформации. Усилить обратные связи в системе можно путем увеличения степени неравновесности системы с помощью интенсив-

ной пластической деформации со сдвигом.

При прокатке сдвиги идут по тем из кристаллографических плоскостей скольжения, которые ближе к плоскости наибольших сдвиговых напряжений. Горячая прокатка создает слабую, а холодная – сильную текстуру прокатки. Отжиг её меняет, создавая текстуру рекристаллизации. Здесь большую роль играют граничные прослойки зерен.

Ранее возникновение поворотов зерён рассматривали как пассивное следствие неоднородности деформации. В настоящее время одной из основных причин ротационной неустойчивости кристаллитов считают коллективные движения дислокаций. В этом случае ротации в пластически деформируемых кристаллах возникают под действием крутящих моментов или, как следствие, дислокационной неустойчивости зерен. Неоднородность поворотов кристаллитов, как и в случае сдвигов, имеет дискретный характер. Их развитие контролируют стыковые дисклинации (своеобразные линейные дефекты), образующиеся на изломах или стыках большеугловых границ зерён. В этом случае на изломах или стыках границ, вследствие налипания решеточных дислокаций, возникают невязки разориентировок. В результате стыковые дисклинации создают вокруг себя дальнедействующие упругие поля $\sigma \approx GW$ (W – угол разворота) и являются источником мощных внутренних напряжений. На рис. 1.10 они помечены значком типа «▲». Здесь же схематически представлен процесс формирования в объеме деформируемого кристалла сетки линейных источников внутренних напряжений, активизирующих коллективные формы движения дислокаций.

При достижении деформацией порогового значения происходит зарождение на стыковых дисклинациях оборванных дислокационных границ с последующей релаксацией близкодействующих напряжений на большеугловых границах зерен за счет перемещения части невязки разориентировок со стыка в объем зерна.

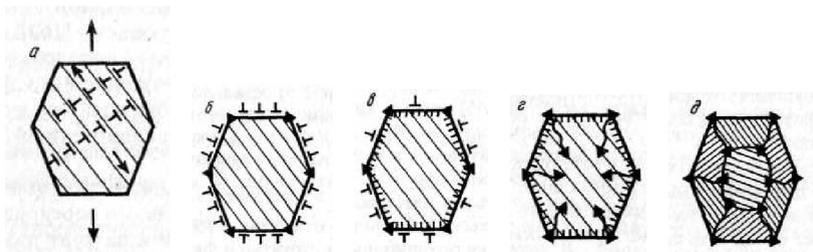


Рис. 1.10. Основные этапы процесса развития пластической деформации: *a* – скольжение дислокаций под действием внешних напряжений; *б* – образование стыковых дисклинаций (темные треугольники) и несамосогласованных плоских распределений дислокаций; *в* – действие аккомодационного скольжения (густая штриховка); *г* – образование оборванных границ – начальный этап фрагментации; *д* – фрагментированное зерно

С последующим ростом деформации оборванные дислокационные границы, пересекаясь друг с другом, разбивают кристалл на сильноразориентированные (на десятки градусов) микрофрагменты (рис. 1.10, *г*, *д*). Фрагментированная структура деформируемого зерна, заполняя его объем, вместе с тем претерпевает следующие изменения:

- границы фрагментов сужаются, становясь прямолинейными;
- плотность дислокаций как внутри фрагментов, так и в среднем по всему объему кристалла снижается до значений, характерных для отожженного состояния;
- фрагменты вытягиваются в направлении главных осей деформации, при этом их поперечные размеры (порядка 0,2...0,3 мкм) меняются незначительно по сравнению с относительным изменением размеров деформируемого тела.

В результате система структурного разделения кристалла на фрагменты становится двоякой:

- более крупная расчлененность макроскопического порядка с линейными размерами в пределах 0,1...0,01 мм;
- более тонкая структура микроскопического или субмикроскопического порядка с размерами в пределах 0,01...0,001 мкм.

В поликристаллическом теле большую роль при деформировании играют граничные прослойки зерен. Границы фрагментов деформируемого кристалла также являются зачатками новых граничных прослоек, которые могут возникнуть при нагреве. Следовательно, свойства металлических материалов могут быть улучшены комбинацией процессов термомеханической обработки.

Однако, вследствие сложности и многообразия условий, рекристаллизация может протекать с помощью различных процессов:

- 1) аннигиляция дислокаций противоположных знаков;
- 2) перераспределение дислокаций с целью образования энергетически выгодных конфигураций;
- 3) поглощение вакансий и дислокаций при миграции границ зерен;
- 4) уменьшение суммарной площади границ зерен за счет кооперативной перестройки атомов, принадлежащих кристаллической решетке, в неискаженную решетку.

В общем случае деформируемый материал не достигнет термодинамически стабильного состояния посредством одного из процессов. Напротив, перечисленные процессы идут по очереди. Процесс 1 называется возвратом, а процессы 3 и 4 – рекристаллизацией за счет миграции большеугловых границ зерен. В случае, если процесс 2 вносит вклад в формирование большеугловых границ, он также считается частью процесса рекристаллизации. В противном случае перераспределение дислокаций приводит только к формированию малоугловых границ блоков кристаллов. Кристалл, поделенный на блоки, имеет своеобразную мозаичную или полигонизованную структуру.

В отличие от мозаичной структуры новые фрагментируемые структуры образуются без миграции границ зерен, тем самым текстура материала сохраняется. Рекристаллизация может протекать даже при горячей прокатке, но фрагментируемая структура деформируемого материала вместе с тем сохраняется. Фрагменты вытягиваются или сжимаются в направлении главных осей деформации,

при этом их поперечные размеры (0,2...0,3 мкм) меняются незначительно. В результате формируется субмелкозернистая структура.

Однако полигонизация, происходящая непосредственно во время горячей прокатки, конкурирует с рекристаллизацией. Тем не менее способы измельчения зерна с помощью интенсивной пластической деформации со сдвигом является одним из наиболее перспективных. В последнее время активно исследуются возможности измельчения зерна при прокатке со сдвигом («технология Т-Д») и при электростимулирующей прокатке.

Были получены специальные карты структур алюминиевых сплавов, которые наглядно показывают закономерности формирования структур после больших обжатий, соответствующих установившейся стадии горячей прокатки (рис. 1.11). Такие карты позволяют анализировать структуру металла, обусловленную изменениями температуры и скорости деформации. Области на картах отвечают типам структур, которые могут получиться в сплаве после различных комбинаций деформации и термической обработки.

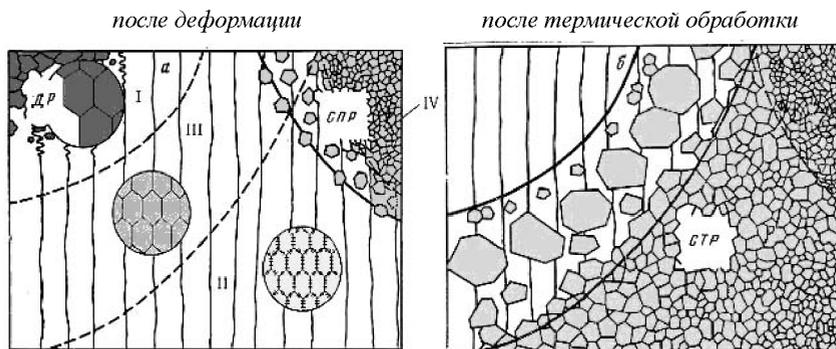


Рис. 1.11. Карты структур алюминиевых сплавов: *а* – после деформации; *б* – после термической обработки; ДР, СТР – области динамической, спонтанной и статической рекристаллизации

I – область динамической рекристаллизации, распространяющейся во время горячей деформации. Температурно-скоростная область лежит вне обычных режимов горячей прокатки.

II – область статической рекристаллизации, в которой низкие температуры и высокие скорости деформации формируют фрагментируемую дислокационную структуру, а после отжига – относительно мелкозернистую структуру, причем чем больше скорость деформации, тем мельче зерно после рекристаллизации.

III – область частичной статической рекристаллизации, в которой формируется более крупное зерно.

IV – область спонтанной рекристаллизации возникает при горячей прокатке с большими скоростями деформации, когда динамическая рекристаллизация не успевает пройти. При выходе из прокатного стана в структуре сохраняется большое количество дефектов и в то же время достаточно высокая температура оказывается достаточной для рекристаллизации. Установлено, что спонтанная рекристаллизация протекает быстрее, чем статическая, и при этом образуется более мелкое зерно.

Таким образом, анизотропия свойств металлического материала при пластическом деформировании контролируется текстурой, полученной в процессе той или иной рекристаллизации, а также размерами зерна. Движущей силой спонтанной рекристаллизации является запасенная энергия деформирования, которая определяется плотностью дислокаций и образованием низкоэнергетических дислокационных субструктур.

Известно, что в процессе пластической деформации активизируются коллективные формы движений дислокаций, как в объеме кристалла, так и в граничных прослойках. В последнем случае на стыках и изломах границ возникают невязки разориентировок. В результате стыковые дислокации являются источником мощных внутренних напряжений, что приводит к тому, что в последующей дислокационной структуре экранирование дальнедействующих полей внутренних напряжений происходит более эффективным способом. В результате формируется высокотекстурованная структура материала.

Новыми модами пластической деформации при больших степенях становятся крупномасштабные сдвиги и повороты внутрен-

них областей кристалла, формирующие субструктуру диссипативного типа. В этом случае деформируемая система металла стремится перейти на более высокий уровень структуры с упорядоченной морфологией путем диссипации внутренней энергии в тепло. Это происходит в результате накопления внутренней энергии дефектов и затем спонтанного образования упорядоченных дислокационных структур, что приводит к снижению свободной энергии системы. Спонтанная самоорганизация микроструктуры относится к очевидным проявлениям динамических свойств. Именно диссипативные структуры в конечном счете формируют комплекс физико-механических свойств и анизотропию материала [6].

Традиционно свойства материалов связывали с исходной структурой, в то время как эти свойства определяются динамической структурой, формирующейся при деформации. Это сильно ограничивало управление текстурой и свойствами материалов. При получении металлов в условиях, близких к равновесным, образуются дефекты в виде дислокаций, способных при подведении энергии размножаться и перерабатывать подводимую энергию в тепло. Это обеспечивает металлу пластичность. Та часть подводимой энергии, которая перешла в тепло, является энергией диссипации.

Известно, что микроструктурный анализ металлов проводят на основе анализа размеров структурных составляющих и их объемной доли. Однако при наличии даже двух фаз они имеют различную морфологию, что требует дополнительных параметров. Их число растет с ростом размерности элементов. В металлах присутствуют элементы трех измерений: точечные дефекты размерностью $d = 0$, отрезки прямых линий $d = 1$, плоские элементы – $d = 2$, объемные – $d = 3$. Однако природа металла изобилует объектами с дробной размерностью, не отвечающих ни одному из указанных значений. Их структура может быть количественно оценена фрактальной размерностью, которая всегда больше вышеприведенной топологической размерности.

Фрактальные структуры определяют объекты с сильно разупорядоченной морфологией – шероховатые поверхности, пористые среды и т. п., обладающие свойствами самоподобия. Это означает, что морфология остается подобной при увеличении исследуемого объекта в широком интервале. В этой связи диссипативные дислокационные структуры могут обладать свойствами самоподобия. Оно формируется следующим образом. Если в окрестности точки, занятой высокодеформируемым изрезанным участком границы зерна, выделить область, то попадающие в него участки будут подобны в физическом смысле в различных масштабах (рис. 1.12, б). Это означает, что морфология остается подобной при увеличении исследуемого объекта в широком интервале. В этой связи, диссипативные дислокационные структуры могут обладать свойствами фрактальности.

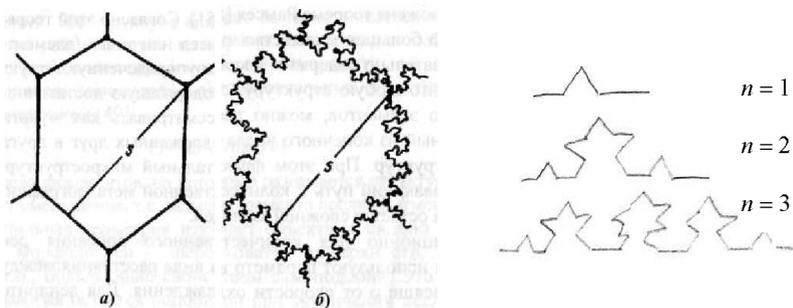


Рис. 1.12. Схематическое представление не фрактальности (а) и фрактальности (б) зерна

Кроме того, недостаток описания микроструктур на основе плотности дефектов связан с тем, что для большинства микроструктур этот показатель еще не определяет поведения металла под нагрузкой. Кроме того, в процессе деформирования происходит эволюция самого дефекта за счет лидер-дефекта при достижении порогового уровня диссипативной энергии (рис. 1.13), что сопровождается изменением топологической размерности и энергии дефекта.

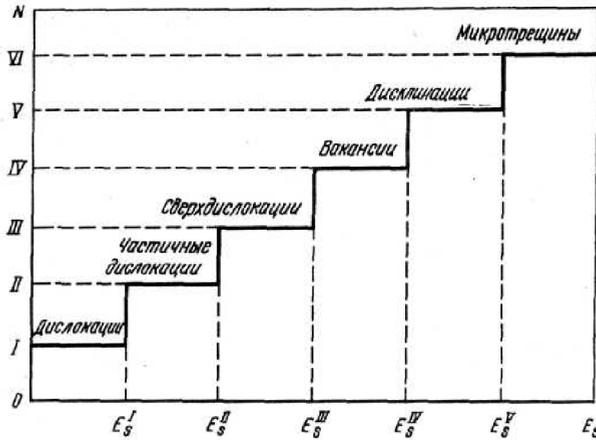


Рис. 1.13. Иерархическая лестница лидеров-дефектов, отвечающих за диссипацию энергии E_s на различных уровнях

С другой стороны, если формирование текстурной морфологии преимущественно обусловлено явлениями, вдали от термодинамического равновесия, то ей тоже свойственна фрактальность. Поэтому описание сильно разупорядочных микроструктур на основе традиционных подходов с использованием плотности структурных составляющих затруднительно, т. к. оно не позволяет отыскать микроструктуры, отвечающие оптимальному комплексу механических свойств и их анизотропии.

Степень разупрочненности структур можно оценивать энтропией микроструктуры Sm :

$$Sm = \frac{R}{Vm} \cdot \ln W$$

где R – газовая постоянная; W – число конфигураций, характерных для определенного типа системы; Vm – молярный объем.

Для неравновесных микроструктур должно выполняться условие:

$$Um = T \cdot Sm \neq \min,$$

$$Um \gg T \cdot Sm,$$

где F – свободная энергия Гиббса; Um – объемная энергия микроструктуры; T – абсолютная температура.

В основу принципа фрактального анализа микроструктур материалов положена теорема Рамсея. Согласно этой теореме, любое достаточно большое число составляющих (элементов) структуры обязательно содержит высокоупорядоченную структуру. Это означает, что любую структуру, содержащую достаточно большое количество элементов, можно рассматривать как мультифрактал, составленный из конечного числа вложенных друг в друга самоподобных структур (рис. 1.12, б).

Размерность самоподобия для фрактальных структур выражается формулой:

$$D = \frac{\ln N}{\ln\left(\frac{1}{n}\right)},$$

где N – число фрагментов, на которые разбивается структура; n – коэффициент уменьшения, т. е. размер элемента после фрагментации.

Дробной фрактальной размерностью поверхности ($2 \leq D \leq 3$) определяются высокодеформируемые изрезанные границы зерен (см. рис. 1.12, б). Неровности и зубчатость обусловлены процессами множественного скольжения в зернах и фрагментацией. Для таких границ характерно самоподобие в широкой области увеличений и установлена линейная зависимость между фронтальной размерностью структуры и размером зерна d_3 (в мкм):

$$D_3 = 1,3d_3 - 1,12.$$

Границы зерен в процессе деформирования эволюционируют, наполняясь дефектами и огрубляясь. Этот динамический процесс связан со скольжением в теле зерна. Микроструктура металла – это сложный объект, требующий мультифрактального анализа, в основе которого лежит математическое понятие меры. Термодинамиче-

ский формализм позволяет получить весь набор геометрических характеристик мультифрактала. Использование мультифрактальной параметризации структур позволит разработать методы описания параметров текстурной морфологии, а также процессов, контролирующих их формирование.

Учет того факта, что в процессе эволюции деформируемого материала возникает ряд неустойчивых структур, позволяет управлять текстурной морфологией. Управляющими параметрами в этом процессе являются давление валков и температура нагрева. Для этого необходимо получить модели взаимосвязи показателей анизотропии листового материала с характеристиками текстуры и константами кристаллической решетки. Это позволит, с одной стороны, установить для конкретных условий деформирования рациональные значения показателей анизотропии, а с другой стороны, имея их функциональные связи с характеристиками текстуры, обеспечить получение в материале требуемой направленности свойств.

Как уже отмечалось, физической основой анизотропии свойств металлов является текстура, формирование параметров которой определяется множеством факторов, основными из которых являются тип кристаллической решетки, условия и схемы деформации, режимы термической обработки.

Однако целенаправленно воспользоваться указанными выше данными о текстуре металлов крайне затруднительно. Это обусловлено прежде всего тем, что параметры текстуры не связаны количественными соотношениями с показателями анизотропии. Естественным выходом из этой ситуации является использование феноменологического подхода. При таком подходе поликристаллические тела рассматриваются как однородные материалы, показатели анизотропии которых описываются тензорными величинами, а ориентационные факторы текстуры – через направляющие косинусы преимущественных кристаллографических направлений.

Другими словами, можно совместить макроскопический подход к процессам деформации и макроскопический подход к процессам текстуробразования за счет преимущественной ориентации кристаллографических направлений в поликристаллическом теле с учетом локализации пластической деформации.

Анализ преимущественных кристаллографических направлений осуществляется, как правило, путем построения прямых и обратных полюсных фигур после различных режимов обработки (рис. 1.14)

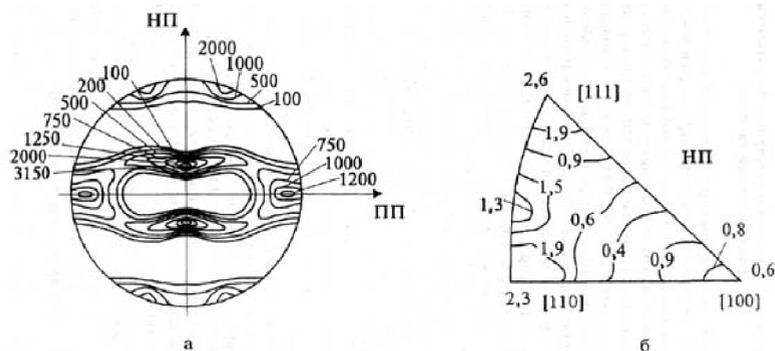


Рис. 1.14. Примеры прямых (а) и обратных (б) полюсных фигур

Полюсные фигуры представляют собой стереографические проекции полюсов одной определенной атомной плоскости с малыми индексами $\{h k l\}$, построенные для всех кристаллов данного поликристалла. Помимо этого, в последнее время все более широкое распространение получило количественное описание текстур с помощью вероятностных функций распределения зерен по ориентациям (ФРО). В основе построения этих функций лежит аналитическое представление ориентации кристаллографических осей кристаллитов по отношению к осям текстурированного листового материала с помощью углов Эйлера (рис. 1.15).

Как видно из рис. 1.15, положение подвижной системы координат $Ox'_0y'_0z'_0$, связанной с зерном, относительно неподвижной системы координат образца $Ox_0y_0z_0$, определяется углами Эйлера

φ_1 , Φ , φ_2 . Здесь вначале система координат поворачивается вокруг оси z на угол φ_1 , затем вокруг новой оси x_1 на угол Φ , и, наконец, поворот вокруг нового положения оси z на угол φ_2 .

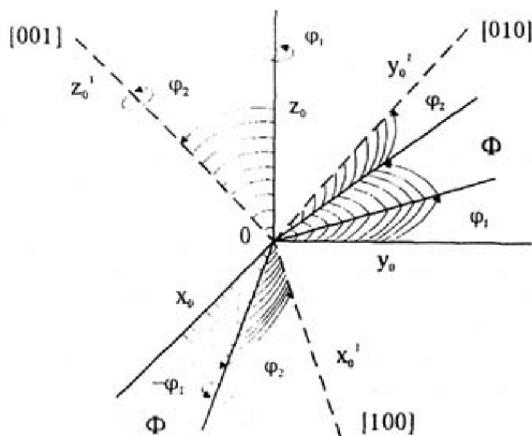


Рис. 1.15. Схема описания кристаллографических ориентации с помощью углов Эйлера

Так как в каждом зерне текстурированного листового материала положение кристаллографических осей является случайным, то и углы Эйлера являются случайными величинами. Следовательно, они могут быть охарактеризованы совместной плотностью вероятности $f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$. Углы φ_1 и φ_2 могут при этом изменяться от 0 до 2π , а угол Φ – от 0 до π .

В изотропном материале совместная плотность распределения углов Эйлера находится по формуле:

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \frac{1}{8} \pi^2 \sin \Phi.$$

Упорядочение текстурной морфологии приводит к увеличению или уменьшению плотности распределения углов Эйлера для определенных ориентаций. Это изменение учитывается с помощью специальной функции $T(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ следующим образом:

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = T(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \frac{1}{8} \pi^2 \sin \Phi.$$

Функция $T(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ называется текстурной функцией, или ФРО, и показывает – во сколько раз изменяется удельный объем материала, занятый данной ориентировкой, по сравнению с удельным объемом этой ориентировки в изотропном металле. При описании преимущественных ориентировок с учетом симметрии листового материала и кристаллов используется разложение ФРО по симметричным обобщенным сферическим функциям.

Текстурные функции дают наиболее полную в качественном и количественном отношении информацию о распределении преимущественных кристаллических направлений в листовом материале. Они хорошо зарекомендовали себя, например, при расчете анизотропии упругих свойств поликристаллов. При этом ФРО позволяет определить значение некоторого свойства в любом направлении текстурованного образца, если известна анизотропия этого свойства в монокристалле.

В целом исследования по возникновению, развитию и видоизменению текстур путем построения и анализа функций распределения зерен по ориентациям свидетельствуют, что в настоящее время имеется опыт получения требуемых текстур для отдельных материалов и на отдельных этапах их обработки. Примером этому может служить производство трансформаторной стали, прогнозирование текстур рекристаллизации, исследование изменения стабильных и нестабильных ориентировок при прокатке, регулирование текстуры титана при прокатке и термообработке.

Проблеме взаимосвязи различных показателей анизотропии с характеристиками текстуры и константами монокристаллов в последнее время уделяется все большее количество теоретических и экспериментальных работ. К наиболее ранним из них относятся эксперименты Р. В. Вьета и Р. Л. Вайтли, выполнивших детальный анализ зависимости между идеальной ориентировкой и величиной \bar{R} для монокристаллов стали (табл. 1.1), а также исследования В. Т. Робертса, давшего предсказание \bar{R} для меди с кубической текстурой.

И. С. Блейд, анализируя фестонообразование алюминия, представил текстуру листа в виде сравнительных соотношений четырех составляющих текстуры прокатки и кубической текстуры. Прогноз по фестонам был основан на «средневзвешенном» результате анализа для монокристалла.

Решая проблему взаимосвязи коэффициентов анизотропии с параметрами текстуры стальных листов, В. Г. Луцьяк установил линейную зависимость между значениями коэффициентов \bar{R} и величиной отношения интенсивности полюсов $\frac{I_{[111]}}{I_{[100]}}$ в центре полюсных фигур (рис. 1.16).

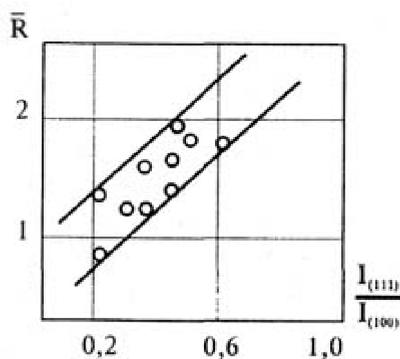


Рис. 1.16. Изменение коэффициентов R в зависимости от отношения интенсивности полюсов

Однако полученная зависимость, отражая в целом реальные тенденции возрастания \bar{R} с увеличением интенсивности полюсов ориентировок [111], не учитывает влияния других типов ориентации и констант монокристаллов.

Наиболее подробно вопросы взаимосвязи параметров анизотропии физических свойств материалов с характеристиками текстуры изложены в работах Р. А. Адамеску, который, исходя из симметрии тензоров, описывающих физические свойства, с одной стороны, и симметрии кристаллов и текстур – с другой, разработал

методы описания и расчета анизотропии электрических, магнитных и упругих свойств по известным значениям констант монокристаллов и ориентационных факторов текстуры Δ_i . В частности, для определения констант тензора упругих постоянных C_{ijmn} в различных направлениях материала с аксиальной текстурой получены следующие соотношения:

$$\begin{aligned} \langle C_{11} \rangle &= C'_{11} - \frac{1}{4}C\left(1 + \frac{3}{4}A\right); & \langle C_{33} \rangle &= C'_{11} - \frac{2}{5}CA; \\ \langle C_{13} \rangle &= C'_{12} + \frac{1}{5}CA; & \langle C_{44} \rangle &= C'_{44} + \frac{1}{5}CA; \\ \langle C_{12} \rangle &= C'_{12} + \frac{1}{4}C\left(1 - \frac{1}{5}A\right), \end{aligned} \quad (1.1)$$

C_{ijmn} – характеристики монокристалла.

Здесь $C = C'_{11} - C'_{12} - 2C'_{44}$; $A = 5\Delta \frac{\xi}{4}(1 - 5\Delta)q$ – параметр анизотропии, обусловленный кристаллографической текстурой;

$\Delta = \alpha_{31}^2 \alpha_{32}^2 + \alpha_{32}^2 \alpha_{33}^2 + \alpha_{33}^2 \alpha_{31}^2$ – параметр, определяющий положение оси преимущественного ориентирования в кристаллографической системе координат;

α_{ij} – направляющие косинусы;

$$q = \int_0^{\pi} \left(4 \sin^2 \Phi - \frac{\alpha}{2} \sin^4 \Phi \right) f(\Phi) d\Phi \quad - \text{ параметр, учитывающий}$$

рассеяние текстуры;

$f(\Phi)$ – плотность распределения угла рассеяния текстуры.

Разработанную для аксиальных текстур методику авторы распространили и на листовые материалы, обладающие текстурой проката. В результате они получили, например, следующие соотношения для вычисления анизотропии коэффициентов податливости материалов с кубической решеткой:

$$\begin{aligned} \langle C_{mn} \rangle &= S'_{11} - \frac{1}{5}S'_{44}(A' - 1)(A^{(n)} - 1), \\ \langle C_{mn} \rangle &= S'_{mn} \frac{4^{\delta_{mn}} \cdot S'_{44}}{5} (A' - 1) \left[A^{(k)} - \frac{1}{2}(A^{(1)} + A^{(2)} + A^{(3)} - 1) \right], \end{aligned} \quad (1.2)$$

Здесь $A' = 2C'_{44}/(C'_{11} - C'_{12})$ – показатель анизотропии модулей упругости монокристалла;

S'_{mn} – характеристики податливости соответствующего изотропного материала;

δ_{mn} – символ Кронекера;

$A^{(i)}$ – параметры анизотропии составляющих текстуру ориентировок.

Как следует из приведенных формул (1.1) и (1.2), зная характеристики текстуры и константы монокристалла, можно определить анизотропию упругих свойств листовых и других полуфабрикатов.

Основываясь на разработанной методике, можно определять осредненные коэффициенты пластической (деформационной) анизотропии $\bar{R} = 0,25(R_0 + 2R_{45} + R_{90})$ по известным характеристикам текстуры следующим образом:

$$\bar{R} = S'_{12} + \frac{1}{4} S' \left(1 - \frac{1}{5} A\right) / \left(S'_{12} + \frac{1}{5} S' A\right), \quad (1.3)$$

где $S' = S'_{11} - S'_{12} - \frac{1}{2} S'_{44}$.

При выводе выражения (1.3) был положен в основу тезис о том, что показатели R_α , определенные при растяжении, не характеризуют свойства материала (и их анизотропию) в исходном состоянии. Следовательно, чтобы установить «истинное значение» коэффициента R_α , предлагается его определять как предельное значение при стремлении пластической деформации к нулю. В соответствии с этим при определении R_α за основу взяты упругие деформации:

$$R = \frac{\varepsilon_{12}}{\varepsilon_{13}} = \frac{\langle S_{12} \rangle \sigma_{11}}{\langle S_{13} \rangle \sigma_{11}} = \frac{\langle S_{12} \rangle}{\langle S_{13} \rangle}. \quad (1.4)$$

Таким образом, как видно из выражения (1.4), фактически определяется не коэффициент пластической анизотропии R , а не-

кий комплекс из коэффициентов Пуассона ν_{ij} . Это видно из следующего:

$$\nu_{21} = \frac{\varepsilon_{12}}{\varepsilon_{11}} = \frac{\varepsilon_{12}}{\varepsilon_{12} + \varepsilon_{13}} = \frac{R}{R+1}. \quad (1.5)$$

Или, наоборот: $R = \frac{\nu_{21}}{1 - \nu_{21}}$.

Другими словами, по формуле (1.3) определяется опять-таки анизотропия упругих свойств. Это обстоятельство, по-видимому, и привело к значительным расхождениям коэффициентов анизотропии \bar{R} для листовой стали, определенных по формуле (1.3) и экспериментально (табл. 1.1).

Таблица 1.1. Сопоставление значений \bar{R}

Идеальные ориентировки	Величина R , определенная:	
	по формуле (1.3)	из экспериментов
(111)	2,27	1,8
(011)	1,3	1,0
(001)	0,46	0,6

Другим примером неадекватности формулы (1.3) является ошибочность утверждения о слабой анизотропии алюминия. Так, по выполненным по выражению (1.3) расчетам величина \bar{R} для алюминия колеблется в пределах 0,83–1,14. Однако многочисленные экспериментальные данные показывают, что коэффициенты R для алюминия и его сплавов изменяются от $R_{\min} = 0,3$ до $R_{\max} = 1,45$.

В целом же исследования Р. А. Адамеску и его сотрудников вносят значительный научный вклад в решение проблемы взаимосвязи параметров текстуры и констант монокристаллов с характеристиками анизотропии физико-механических свойств материалов.

Иной подход к изучению данной проблемы представлен в работах профессора Ю. М. Арышенского и его сотрудников. Исходя

из тензорных закономерностей, они провели детальный анализ структуры материального пластического девиатора анизотропной среды K_{ijkl} , представив его так:

$$K_{ijkl} = t_0 (T_{ijkl} + k\lambda_{ij}\lambda_{kl}). \quad (1.6)$$

Здесь t_0 – произвольный множитель; T_{ijkl} – девиаторная единица; k – скаляр, отражающий природу материала; λ_{ij} – нормированный девиатор, отражающий деформационное воздействие. Для главных осей анизотропии ортотропного тела выражение (1.6) имеет вид:

$$\begin{aligned} K_{iiii} &= t_0 \left(\frac{2}{3} + k\lambda_i^2 \right), \\ K_{ijij} &= t_0 \left(-\frac{1}{3} + k\lambda_i\lambda_j \right), \\ K_{ijij} &= t_0. \end{aligned} \quad (1.7)$$

В итоге из выражения (1.7) с точностью до t_0 было получено следующее соотношение, отражающее в неявном виде взаимосвязь показателей анизотропии со строением материала и степенью деформационного воздействия:

$$\mu_{ij} = \frac{1 - 3k\lambda_i\lambda_j}{2 + 3k\lambda_i^2}. \quad (1.8)$$

Как видно из (1.8), величина показателей μ_{ij} определяется комплексом $(k\lambda_i\lambda_j)$. Однако вид этого комплекса и его связь с текстурными факторами не расшифрованы, что не позволяет решать практические задачи.

1.2. Методика определения ориентационных факторов текстуры

В зависимостях, связывающих анизотропию свойств материала с константами монокристалла и характеристиками текстуры, последняя учитывается текстурными параметрами Δ_i . Для их определения можно использовать различные методы, лишь бы они

обладали достаточной точностью. Удовлетворяя это требование, приведем собственную методику расчета ориентационных факторов текстуры Δ_i , которая в дальнейшем будет использоваться при определении различных характеристик поликристаллического материала.

Для определения конкретного Δ_i достаточно иметь одну обратную полюсную фигуру (ОПФ), снятую в данном направлении. Так как в самом общем случае текстура прокатки определяется тремя параметрами Δ_i ($i = 1, 2, 3$), то для их определения потребуется три ОПФ, снятые для направления прокатки (НП), поперечного направления в плоскости листа (ПН) и направления нормали (НН) к плоскости листа.

Текстурный параметр Δ_i для отдельного кристаллографического направления представляет собой квадратичную форму направляющих косинусов i -го характеристического направления в системе координат, связанной с зерном:

$$\Delta_i = \alpha_{i1}^2 \alpha_{i2}^2 + \alpha_{i2}^2 \alpha_{i3}^2 + \alpha_{i3}^2 \alpha_{i1}^2. \quad (1.9)$$

В текстурах же листовых материалов одновременно присутствует множество ориентировок, количество которых учитывается весовой долей отдельной фракции. Иначе говоря, весовая доля – это удельный вес отдельной ориентировки в общем объеме.

Так как нам необходимо определить осредненное значение Δ_i по имеющимся в материале ориентировкам, то стереографический треугольник, представляющий собой графическое изображение всевозможных направлений в кристалле, надо разбить на некоторое конечное число фракций кристаллографических ориентировок $\{hkl\}$, занимающих относительный объем A_{hkl} стереографического треугольника и удовлетворяющих условию нормировки:

$$\sum_{hkl} A_{hkl} = 1. \quad (1.10)$$

Произведение A_{hkl} на значение полюсной плотности соответствующей ориентировки f_{hkl} , является весовой долей ориентировки (hkl) . Следовательно, осредненный текстурный параметр можно определить следующим образом:

$$\Delta_i = \sum_{hkl} A_{hkl} f_{hkl} \Delta_{hkl}, \quad (1.11)$$

где Δ_{hkl} – ориентационный фактор ориентировки $\{hkl\}$ стереографического треугольника.

Чем большее число фракций кристаллографических ориентировок присутствует в разбиении стереографического треугольника, тем более точным является метод. Согласно рекомендациям ВИЛС, достаточно точным для практики можно считать разбиение по стандартной сетке с шагом 5° , которое дает на стереографическом треугольнике 49 точек и их фракций (рис. 1.17).

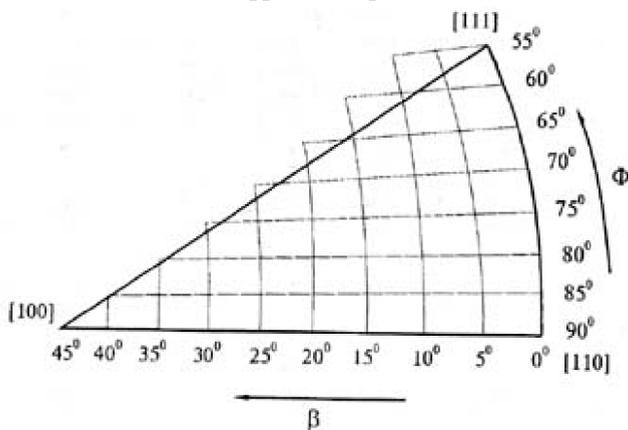


Рис. 1.17. Стандартная сетка разбиения стереографического треугольника

Для всех точек разбиения, представляющих собой выходы полюсов некоторых идеальных ориентировок, должны быть определены значения A_{hkl} и Δ_{hkl} , которые зависят только от способа разбиения стереографического треугольника и являются константами относительно последнего. Их значения для 49 точек представленного на рис. 1.17 разбиения приведены в табл. 1.2.

Таблица 1.2. Значения коэффициентов A_{hkl} и Δ_{hkl} для стандартного разбиения стереографического треугольника

№	A_{hkl}	Δ_{hkl}	№	A_{hkl}	Δ_{hkl}
1	0,008	0,333	27	0,029	0,256
2	0,0	0,326	28	0,029	0,232
3	0,0	0,0	29	0,029	0,175
4	0,015	0,324	30	0,029	0,175
5	0,025	0,321	31	0,029	0,14
6	0,09	0,308	32	0,029	0,10
7	0,0	0,297	33	0,01	0,065
8	0,015	0,314	34	0,015	0,26
9	0,029	0,306	35	0,029	0,241
10	0,029	0,292	36	0,029	0,216
11	0,02	0,272	37	0,029	0,192
12	0,004	0,250	38	0,029	0,158
13	0,015	0,296	39	0,029	0,158
14	0,029	0,288	40	0,029	0,087
15	0,029	0,27	41	0,029	0,05
16	0,029	0,242	42	0,029	0,03
17	0,025	0,22	43	0,015	0,25
18	0,01	0,195	44	0,008	0,23
19	0,015	0,28	45	0,015	0,212
20	0,029	0,268	46	0,015	0,19
21	0,029	0,25	47	0,015	0,155
22	0,029	0,225	48	0,015	0,115
23	0,029	0,196	49	0,015	0,08
24	0,008	0,157	50	0,015	0,047
25	0,01	0,125	51	0,015	0,02
26	0,015	0,27	52	0,04	0,0

Теперь, чтобы рассчитать текстурные параметры Δ_i по формуле (1.11), остается определить по обратным полюсным фигурам значения полюсной плотности f_{hkl} для всех точек разбиения.

Определение полюсной плотности f_{hkl} в экспериментальных исследованиях текстуры образцов проводилось с использованием

дифрактометра ДРОН-2 с гониометрической приставкой ГП-4. Для этого исследуемый образец вырезали таким образом, чтобы анализируемая поверхность была перпендикулярна направлению, для которого определяется ОПФ. Размеры сторон поверхности, имеющей форму квадрата или прямоугольника, должны быть не менее 15 мм. При необходимости, например в случае тонких полуфабрикатов, для обеспечения данного размера поверхности составляются сборные образцы – пакеты из нарезанных и подогнанных между собой пластин. Наклепанный при механической обработке слой металла с поверхности образца удаляют посредством травления.

Для построения образца с кубической симметрией решетки, согласно методике ВИЛС, необходимо снять полную рентгенограмму образца в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении для линий 100, 110, 111, 311 с углом изменения от 0 до 45° при шаге 5° . При съемке образец приводится во вращение в своей плоскости. Скорость перемещения счетчика при съемке 0,5–10 град/мин. Для качественного разрешения дифракционных линий на рентгенограмме коллимационные щели и щель перед счетчиком должны быть в пределах 0,5–1,0 мм.

Полученные по ходу съемки интенсивности дифракционных линий $I_{\{hkl\}}$ заносились в соответствующие графы следующей таблицы:

Угол съемки α , град	Интенсивности дифракционных линий			
	$I_{(100)}$	$I_{(110)}$	$I_{(111)}$	$I_{(311)}$
0	73348	13408	24210	10346
5	23110	7220	13545	6177
10	5562	3484	12157	3449

Далее по программе расчета ОПФ, рассчитывались значения полюсной плотности для точек разбиения полюсной фигуры. После нанесения значений полюсной плотности на стереографический треугольник и проведения линий уровня для точек с одинаковыми значениями получали ОПФ, готовые для дальнейшей расшифровки и исследований.

Таблица 1.3. Расчетные и экспериментальные значения показателей анизотропии полуфабрикатов из АМГ6

Исследуемый материал	Показатели анизотропии					
	Определены по теоретическим зависимостям			Определены при испытании на растяжение		
	μ_{21}	μ_1	μ_{12}	μ_{21}	μ_1	μ_{12}
Гомогенизированный слиток $T = 480$ °С	0,469	0,520	0,495	0,471	0,513	0,498
Раскат $T = 440$ °С, $S = 100$ мм	0,463	0,502	0,498	0,467	0,503	0,496
Горячекатаный лист $T = 430$ °С, $S = 6$ мм	0,397	0,482	0,409	0,404	0,479	0,416
Холоднокатаный лист $S = 2$ мм	0,352	0,478	0,418	0,350	0,481	0,413
Холоднокатаный лист $S = 1,75$ мм	0,350	0,477	0,420	0,349	0,479	0,416
Холоднокатаный лист $S = 1,65$ мм	0,358	0,517	0,409	0,356	0,518	0,411
Холоднокатаный лист $S = 1,5$ мм	0,361	0,515	0,410	0,357	0,514	0,412
Отожженный лист $S = 1,8$ мм	0,401	0,488	0,370	0,373	0,482	0,360
Отожженный лист $S = 1,75$ мм	0,400	0,485	0,368	0,391	0,480	0,371
Отожженный лист $S = 1,65$ мм	0,405	0,450	0,410	0,407	0,491	0,405

Таким образом, данная методика позволяет, имея в наличии три ОПФ, снятые в главных направлениях образца, определять фигурирующие в формулах для определения коэффициентов анизотропии текстурные параметры Δ_1 ; Δ_2 и Δ_3 .

На рис. 1.18 приведены обратные полюсные фигуры, полученные для образцов сплава АМГ6, отобранные на разных стадиях производства, а в табл. 1.3 – результаты расчета показателей μ_{ij} на основе полученных ОПФ в сравнении с их экспериментально определенными значениями.

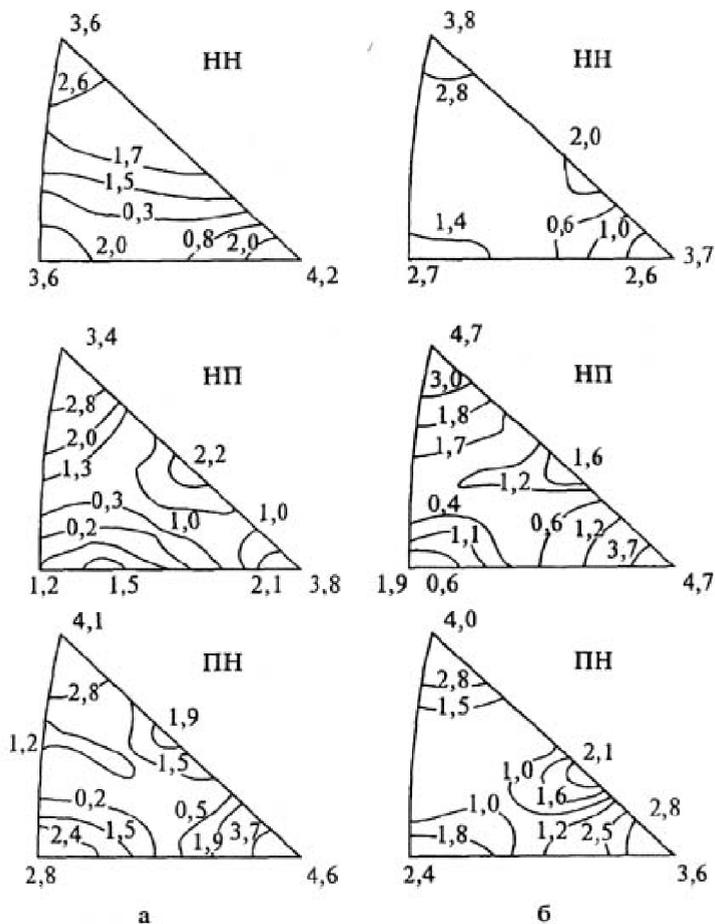


Рис. 1.18. Обратные полюсные фигуры раската (а) ($s = 100$ мм, $T = 440$ °С) и холоднокатаной ленты (б) ($S = 2$ мм) сплава АМГ6

1.3. Влияние технологических факторов на текстурообразование и анизотропию свойств

Текстура, а следовательно и анизотропия свойств металлургических полуфабрикатов и изделий, как уже отмечалось, формируется во всех звеньях технологического цикла. Однако решающее влияние на формирование текстуры конкретного поликристалла,

как отмечал еще академик С. И. Губкин, оказывают схемы главных деформаций или вид технологического процесса (прессование, прокатка, волочение и т. д.). Действительно, при изготовлении длинномерных изделий круглого сечения (аксиально-симметричная деформация) методами волочения, растяжения или прессования у одноименных металлов получается одинаковая текстура. Для металлов, имеющих объемно-центрированную кубическую решетку, вдоль оси волочения устанавливается направление $[1\ 0\ 0]$. Для металлов, имеющих гранцентрированную решетку, наблюдаются две преимущественные ориентировки текстуры: у одной группы зерен вдоль оси волочения устанавливается направление $[1\ 1\ 1]$, а у другой – $[1\ 0\ 0]$. Соотношение между ними определяется природой металла. Например, у алюминия все зерна сорентированы в направлении $[1\ 1\ 1]$, а у серебра 50% зерен имеют ориентировку $[1\ 0\ 0]$, а 50% – $[1\ 1\ 1]$.

Если сравнить текстуру металла, полученную при листовой прокатке и при протягивании через прямоугольную матрицу со свободным уширением, то она тоже окажется подобной, хотя спектр идеальных ориентировок значительно шире.

Это обусловлено тем, что в обоих случаях преобладающей является одна и та же схема главных деформаций. Вместе с этим необходимо отметить, что состав текстуры проката значительно сложнее аксиальных текстур, характеризующихся только осью симметрии, и зависит от многих факторов, не поддающихся простой формализации. Основными из них являются следующие факторы: граничные условия (состояние поверхности рабочих валков и слитков, форма валков, их смазка, температура проката), геометрия очага деформации (отношение ширины или длины очага деформации к его высоте), кристаллографическая ориентировка исходной заготовки, чередование направлений прокатки, химический состав металла и т. д.

Так как данное пособие посвящено преимущественно проблемам интенсификации деформирования листовых заготовок, то и

рассмотрим здесь более подробно изменение анизотропии свойств в зависимости от режимов прокатки и термической обработки листовых материалов.

Наиболее ранними из этих исследований являются работы, в которых показана принципиальная возможность регулирования анизотропии прочностных характеристик в стальных и цинковых листах за счет их кантовки, прокатки на угол, с поворотом, в пачках и т. д. Однако полученные при этом рекомендации малопримемлемы для современного промышленного способа производства листов, характеризующегося непрерывностью и однонаправленностью процесса.

Характерными в этом отношении являются исследования влияния степени деформации на изменение коэффициента анизотропии K_α цинковых листов при прокатке их в одном направлении (рис. 1.19).

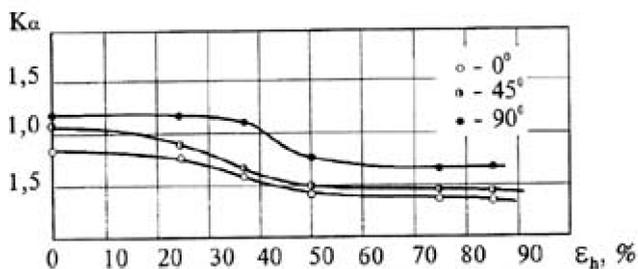


Рис. 1.19. Изменение коэффициентов анизотропии K_α в зависимости от степени обжатия ϵ_n

Также установлено значительное изменение анизотропии пределов текучести σ_s различных марок сталей в зависимости от величины обжатия при холодной прокатке (рис. 1.20).

При исследовании малоуглеродистой стали также выявлено, что степень деформации при прокатке существенно влияет на разницу механических свойств в плоскости листа (рис. 1.21).

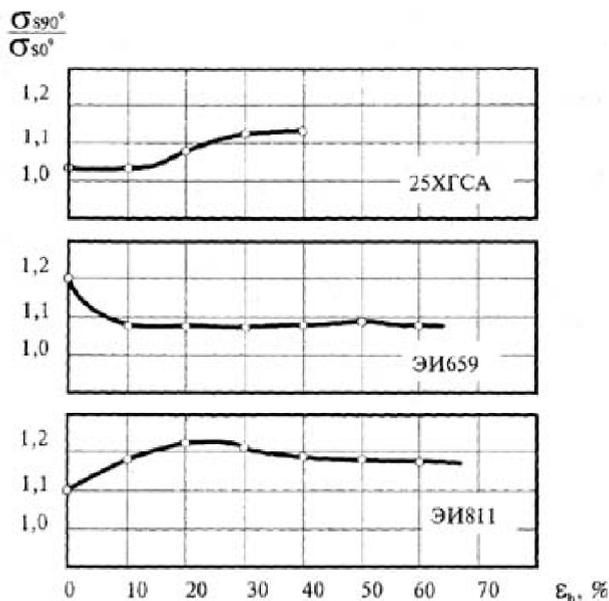


Рис. 1.20. Влияние степени обжатия ϵ_h на отношение пределов текучести сталей

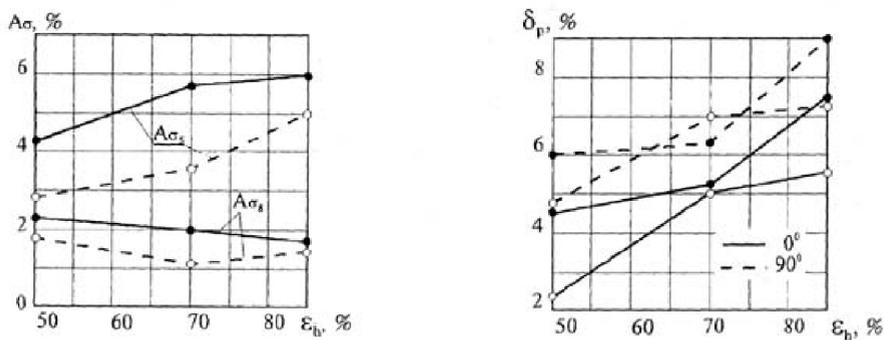


Рис. 1.21. Изменение характеристик прочности A_σ и пластичности δ_p в плоскости листа в зависимости от обжатия ϵ_h

При этом установлена возможность некоторого снижения анизотропии катаных полуфабрикатов путем их дрессировки перед отжигом.

Эксперименты на стали П-11 и латуни Л62 являются примером того, что при прокатке различных групп сплавов влияние величины обжатия ε_h на характер изменения анизотропии может оказаться противоположным. Так, из рис. 1.22 видно, что величины

$$R_{cp} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4}$$

для стали убывают, а для латуни возрастают с увеличением ε_h .

Общим недостатком большинства исследований является то, что в них отсутствует анализ взаимосвязи характеристик анизотропии с изменением параметров текстуры.

Поэтому существенный интерес представляют работы, где такая взаимосвязь исследуется. Например, такие, где показано, что высокое значение нормальной анизотропии (R_{cp}) наблюдается у стальных листов, имеющих ориентировки (1 1 1), а наиболее низкое – в структурах с ориентировками (0 0 1).

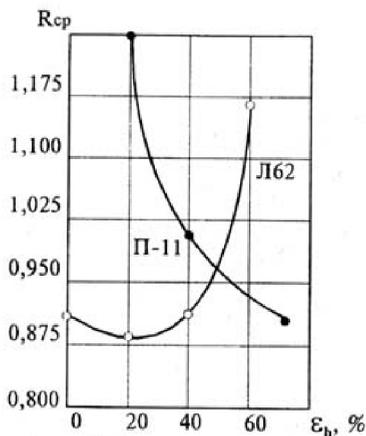


Рис. 1.22. Влияние степени обжатия ε_h на показатели анизотропии листов из стали П-11 и латуни Л 62

Или в которых говорится о том, что у сплавов с объемноцентрированной кубической решеткой для текстуры (1 1 1) [2 1 1] + + (1 1 1) [1 1 0] наблюдается лишь незначительное колебание показателя анизотропии по толщине. Здесь имеет место идеальный слу-

чай, когда сочетаются сравнительно высокие показатели анизотропии по толщине (текстурное упрочнение) с почти полным отсутствием разницы механических характеристик в плоскости листа. При использовании металла с такой текстурой достигается значительная степень вытяжки при незначительной флуктуации. Наоборот, при текстуре $(1\ 1\ 2)\ [1\ 1\ 0]$, хотя среднее значение показателя анизотропии по толщине сравнительно велико, наблюдаются значительные колебания величины r в плоскости листа. Следовательно, при вытяжке будут наблюдаться высокие флуктуации. Текстура $(0\ 0\ 1)\ [1\ 1\ 0]$ вообще неблагоприятна для глубокой вытяжки, так как величина R меньше единицы (текстурное разупрочнение) и, кроме того, наблюдается значительная плоскостная анизотропия. Далее говорится, что, казалось бы, используя полученные результаты, можно изготовить листовой металл с требуемым сочетанием значений r . Однако современное состояние листопрокатного производства пока еще не позволяет получить заданную текстуру металла.

В этом плане дело обстоит значительно сложнее и зависит не только от процесса прокатки. Дело в том, что пока еще не создано законченной теории текстурообразования на отдельных этапах получения полуфабрикатов, что не позволяет сознательно управлять процессом текстурообразования, столь важным для современной техники.

Определенный оптимизм в решении проблем управления формированием текстуры в листовых полуфабрикатах вносит цикл работ, выполненных Р. А. Адамеску, П. В. Гельд и Е. А. Митюшовым и их сотрудниками. Исследуя закономерности текстурообразования при прокатке титана и его сплавов в зависимости от степени обжатия, температуры деформации, способа прокатки и толщины подката, они разработали варианты технологии получения заданных компонент текстуры, обеспечивающей высокие значения показателей анизотропии R , а следовательно, и повышенной штампуемости листовых заготовок.

Необходимо также отметить, что текстуробразование связано с дислокационной структурой сплава. Ее формирование в процессе деформации одновременно сопровождается и текстурным изменением. Появляющиеся дислокационные комплексы создают поля внутренних напряжений, которые являются движущей силой структурных превращений при термической обработке. Перестройка структуры при нагреве, переводящая металл в более стабильное состояние, сопровождается выделением накопленной при деформации энергии. Наблюдаемый при этом эффект не одинаков в различных температурных интервалах. Максимумы выделяющейся энергии совпадают с температурами возврата и рекристаллизации. Замечено, что при вторичной рекристаллизации растут зерна преимущественно только одной ориентации. Вследствие этого текстура рекристаллизации может отличаться от текстуры деформации и создавать резко выраженную анизотропию физико-механических свойств материалов.

Текстура деформации в процессе термообработки может сохраниться, исчезнуть или возникнуть новая. Это создает основу для управления формированием анизотропии, хотя связи между текстурами деформации и рекристаллизации чаще всего неоднозначные.

Анализируя в целом данные по влиянию режимов термообработки на анизотропию свойств, следует отметить, что полученные результаты пока еще отрывочны и не систематизированы. Нет детальных исследований конкретной группы сплавов, получивших фиксированные обжатия при прокатке. Однако в качестве исключения, например, для меди, прокатанной на 95%, величина R_{cp} может меняться в пределах 0,502–0,994 в зависимости от режимов отжига. Аналогичные результаты получены и для технического алюминия. Более полно эти вопросы представлены в исследованиях С. П. Яковлева и В. А. Короткова, которые показали (рис. 1.23), что ход кривой $R_{\alpha} = \Phi(\alpha)$ у прокатанной на 60% стали может измениться на обратный в зависимости от характера термообработки. Однако исследования проведены недостаточно полно. В частности,

здесь необходимо было бы более подробно изучить момент перехода $R_{45^\circ}^{\max}$ к $R_{45^\circ}^{\min}$.

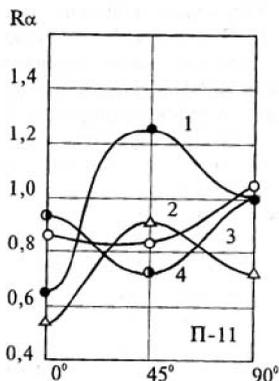


Рис. 1.23. Влияние режимов отжига на показатели R_α : 1 – холоднокатаная сталь; 2, 3, 4 – низкотемпературный, неполный отжиги и нормализация соответственно

При изучении анизотропии листов из А199,5 выявлено, что при одних и тех же режимах отжига и фиксированных значениях отношений Fe/Si характеристики анизотропии, в качестве которых принята высота фестонов, изменяются в широком диапазоне в зависимости от толщины листа (рис. 1.24).

Исследования носили бы более общий характер, если вместо толщин изменение направления фестонообразования связывалось бы с величиной обжатия листов при прокатке. При комплексных исследованиях величины анизотропии стальных листов, прокатанных с разными степенями обжатий и отожженных по различным режимам, выявлены режимы термообработки, обеспечивающие снижение условных единиц анизотропии применительно к каждой степени обжатия. Основным недостатком экспериментов является использование в качестве меры анизотропии отвлеченных единиц намагниченности, а не технических констант.

Установлено также, что анизотропия свойств рекристаллизационно отожженной стальной полосы зависит как от суммарной

степени обжатия перед термообработкой, так и от температуры конца прокатки и свертки в рулон.

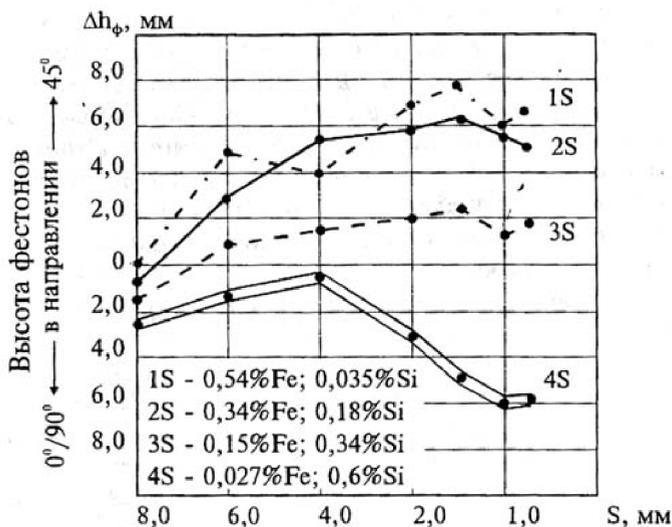


Рис. 1.24. Изменение мест расположения фестонов в зависимости от толщины листа

Исследования по влиянию на анизотропию свойств режимов закалки и старения пока еще малочисленны и относятся в основном к полуфабрикатам, полученным методами прессования или холодного выдавливания.

В целом из рассмотренных работ следует, что, целенаправленно изменяя режимы прокатки и термической обработки, можно управлять формированием анизотропии механических свойств листовых материалов. Однако ценность большинства исследований снижается из-за большого разнообразия применяемых показателей анизотропии, отсутствия их количественных взаимосвязей с параметрами текстуры, а также систематического анализа изменения анизотропии для многих партий листов в промышленных условиях. Все это затрудняет использование полученных данных для технологических целей.

В настоящее время в той или иной мере проведены исследования анизотропии свойств листовых материалов из стали, титана и его сплавов, меди и цинка. Значительно меньше изучена анизотропия свойств алюминиевых сплавов. Поэтому наряду с решением общих вопросов создания теории формирования заданной анизотропии в листовых полуфабрикатах наибольшее внимание при написании монографии уделено группе алюминиевых сплавов.

1.4. Вопросы для самоконтроля

1. Что понимается под термином «кристаллографическая текстура»?
2. Для чего используются индексы Миллера?
3. Через какие характеристики определяется ориентационный фактор текстуры?
4. Что является первичным кристаллографическая текстура или анизотропия физических свойств?
5. Что представляют собой прямые и обратные полюсные фигуры?
6. Что представляют собой углы Эйлера? Как они связаны с осями кристалла?
7. По данным каких фигур определяются ориентационные факторы текстуры?
8. Сколько полюсных фигур необходимо для полного учета анизотропии пластических свойств?
9. Перечислите главные направления симметрии листовых материалов, получаемых при прокатке?
10. Свойства в каких направлениях кристалла кубической симметрии определяют степень анизотропии?
11. Перечислите основные этапы построения обратной полюсной фигуры?
12. Как определить ориентационный фактор текстуры по данным ОПФ?

ГЛАВА 2

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ ТЕКСТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ

Создание в материалах комплекса свойств, который отвечал бы постоянно возрастающим требованиям производителей и потребителей продукции, изготовляемой из этих полуфабрикатов, являлось всегда приоритетной задачей, от уровня решения которой во многом зависит дальнейший прогресс техники и технологий. Среди всего многообразия рассматриваемых здесь вопросов важное место занимают проблемы создания материалов с заранее заданной направленностью свойств, позволяющих существенно повысить деформационные возможности металлов и эксплуатационные характеристики изделий.

При изготовлении таких материалов исходят из того, что физико-механические свойства поликристаллического тела и показатели анизотропии принимают промежуточные значения между максимальными и минимальными их величинами, характерными для составляющих материал кристаллов. И чем совершеннее текстура, тем ближе эти свойства к монокристаллу. Следовательно, изменяя в процессе производства тип и характеристики рассеяния текстуры, можно управлять формированием анизотропии свойств металлов и сплавов.

С этой целью постоянно ведутся исследования по развитию теории текстурообразования, накоплены многочисленные экспериментальные данные по закономерностям изменения компонент текстуры в зависимости от видов и режимов обработки тех или иных материалов. Казалось бы, используя многочисленные результаты этих фундаментальных исследований, вполне можно изготавливать металлургические полуфабрикаты с требуемыми для конкретных процессов деформирования свойствами и их анизотропией. Однако, как показывает практика, фундаментальные разработки материаловедов в этой области используются в основном при со-

здании новых материалов для обеспечения окончательных свойств полуфабрикатов, предназначенных для электро- и радиотехники, электроники и других изделий специального назначения.

Проблемам же формирования в металлургических полуфабрикатах необходимого уровня и направленности свойств в соответствии с требованиями эффективного их использования при последующем деформировании различными методами ОМД должного внимания до сих пор не уделялось.

Одна из основных причин такого положения заключается, по-видимому, в отсутствии четкого понимания того, какая текстура будет наиболее благоприятна для тех или иных процессов обработки металлов давлением; каким образом ее характеристики ввести в технологические расчеты при проектировании процессов ОМД в целом и листовой штамповки в частности; наконец, на основе каких нормативных данных и как рассчитать состав текстуры, который обеспечивал бы значения анизотропии, отвечающие требованиям интенсификации процессов деформирования.

Для решения этих вопросов необходимо прежде всего получить модели взаимосвязи показателей анизотропии, входящих в расчетные соотношения листоштамповочных операций, с параметрами текстуры и константами кристаллической решетки, основываясь на которых разработать затем методы целенаправленного формирования в листовых материалах заданной анизотропии свойств.

2.1. Краткие сведения из теории упругости

Разделение процесса деформирования на упругую и пластическую области в общем-то не отражает сути происходящих при этом явлений, а обусловлено кругом рассматриваемых задач и применяемыми методами их решения. В действительности же возникающие под действием напряжений деформации физически едины. Их подразделение на упругую и пластическую является условным и определяется принятым допуском на величину остаточной дефор-

мации. В технике обычно за предел текучести принимается напряжение, соответствующее 0,2% пластической деформации.

Закон упругости в общей форме записывается в следующем виде:

$$\sigma_{ij} = f_{ij}(\varepsilon_{kl}). \quad (2.1)$$

Раскладывая функцию (2.1) в ряд Тейлора в окрестности точки естественного состояния тела ($\varepsilon_{kl} = 0$) и принимая во внимание то, что упругость материалов сохраняется до указанного допуска, ограничиваясь лишь первым членом разложения, получим общеизвестный закон Гука:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl}. \quad (2.2)$$

Так как он имеет линейный характер (обратим), то используют и следующую форму записи:

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl}. \quad (2.3)$$

Входящие в выражения (2.2) и (2.3) материальные тензоры C_{ijkl} и S_{ijkl} называют соответственно тензорами жесткости и податливости.

Из-за наличия симметрии материалов и соответствующих тензоров напряжений и деформаций наблюдается равенство:

$$S_{ijkl} = S_{jikl} = S_{ijlk}. \quad (2.4)$$

Определяемые симметрией условные самосопряженности $S_{ijkl} = S_{klij}$ совместно с (2.4) уменьшают число независимых компонент материальных тензоров до 21.

В большинстве случаев деформированные полуфабрикаты обладают ортогональной анизотропией (ортотропное тело). В этом случае число независимых компонент в упругой области уменьшается до 9.

Проведенные под руководством профессора Ю. М. Арышенского исследования структуры тензора податливости S_{ijkl} позволили его представить, при оротропном теле, в следующей форме:

$$S_{ijkl} = (3K)^{-1} \Theta_{ijkl} + \delta_{ij} v_{kl} + v_{ij} \delta_{kl} + d_{ijkl}. \quad (2.5)$$

Здесь

$$(3K)_{ijkl}^{-1} = S_{ii11} + S_{ii22} + S_{ii33}, \quad (i = 1, 2, 3). \quad (2.6)$$

Например, $(3K)^{-1} = S_{1111} + S_{1122} + S_{1133}$,

$$\Theta_{ijkl} = \frac{1}{3} \delta_{ij} \delta_{kl} - \text{шаровая единица},$$

где $\delta_{ij} = \begin{cases} 1, & \text{если } i = j; \\ 0, & \text{если } i \neq j. \end{cases}$ – символ Кронекера;

$$v_{ij} = \frac{1}{3} T_{ijrs} S_{rskl} \delta_{kl} - \text{девиатор второго ранга},$$

$$T_{ijkl} = \frac{1}{2} (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) - \frac{1}{3} \delta_{ij} \delta_{kl} - \text{девиаторная единица};$$

$$d_{ijkl} - \text{материальный девиатор четвертого ранга}.$$

У сред изотропных относительно гидростатического давления сдвиги будут отсутствовать (изотропная сжимаемость). Вследствие этого компоненты v_{ij} в (2.5) будут равны нулю. Следовательно, для таких тел материальный тензор S_{ijkl} (то же и C_{ijkl}) будет иметь следующий вид:

$$\begin{aligned} S_{ijkl} &= (3K)^{-1} \Theta_{ijkl} + d_{ijkl}, \\ C_{ijkl} &= 3K \Theta_{ijkl} + D_{ijkl}. \end{aligned} \quad (2.7)$$

Как показали опыты на моно- и поликристаллах для подавляющего большинства металлов с достаточной для практики точностью можно принять допущение об изотропной сжимаемости. Для металлов с кубической решеткой оно является строгим (табл. 2.1).

**Таблица 2.1. Степень изотропности монокристаллов
к всестороннему сжатию**

Материал	Тип кристаллической решетки	Степень изотропности к всестороннему сжатию
Алюминий	ЦК	1,0 (изотропен)
Медь	ГЦК	1,0 (изотропен)
Магний	ГПУ	1,0
Титан	ГПУ	1,0
Цирконий	ГПУ	1,0
Кобальт	ГПУ	1,02
Олово	тетрагональная	1,11
Керамика	ГПУ	1,04
Лед (-16°C)	ГПУ	1,0
Бериллий	ГПУ	0,9

Выразим компоненты S_{ijkl} через технические константы E_i и ν_{ij} , где E_i – модуль упругости, ν_{ij} – коэффициенты Пуассона, где первый индекс i указывает направление поперечной деформации, а второй j – направление действия силы. Тогда

$$\begin{aligned}
 S_{1111} &= \frac{1}{E_1}; \quad S_{1122} = \frac{\nu_{12}}{E_2}; \quad S_{1133} = \frac{\nu_{13}}{E_3}; \\
 S_{2222} &= \frac{1}{E_2}; \quad S_{3333} = \frac{1}{E_3}; \quad S_{2233} = \frac{\nu_{23}}{E_3}; \\
 2S_{1212} &= \frac{1}{\sigma_{12}} \text{ и т.д.}
 \end{aligned}
 \tag{2.8}$$

Из выражения (2.6) имеем

$$\begin{aligned}
 S_{1111} + S_{1133} &= S_{2222} + S_{2233}; \\
 S_{2211} + S_{2222} &= S_{3311} + S_{3333}; \\
 S_{1111} + S_{1122} &= S_{2233} + S_{3333}.
 \end{aligned}$$

Или при записи через технические константы получим

$$\begin{aligned} \frac{1}{E_1} - \frac{\nu_{13}}{E_3} &= \frac{1}{E_2} - \frac{\nu_{23}}{E_3}; \\ \frac{(1-\nu_{12})}{E_2} &= \frac{(1-\nu_{23})}{E_3}; \\ \frac{1}{E_1} - \frac{\nu_{12}}{E_2} &= \frac{(1-\nu_{13})}{E_3}. \end{aligned} \quad (2.9)$$

Используем общеизвестные соотношения:

$$E_2 = \frac{\nu_{12}}{\nu_{21}} E_1; \quad E_3 = \frac{\nu_{13}}{\nu_{31}} E_1; \quad E_3 = \frac{\nu_{23}}{\nu_{32}} E_2. \quad (2.10)$$

Подставляя (2.10) в (2.9), найдем дополнительные связи между коэффициентами Пуассона:

$$\frac{\nu_{ik}}{\nu_{kl}} = \frac{1-\nu_{lk}}{1-\nu_{li}}. \quad (2.11)$$

Например,

$$\frac{\nu_{12}}{\nu_{21}} = \frac{1-\nu_{32}}{1-\nu_{31}}.$$

Таким образом, для металлов с изотропной сжимаемостью, в случае ортотропного материала, число независимых показателей снизится с 9 до 7.

Выразим через технические константы и шаровую часть тензора (2.5). С этой целью воспользуемся уравнениями (2.8), (2.9) и (2.10). В результате получим:

$$(3K)^{-1} \Theta_{ijkl} = \frac{1-\nu_{21}-\nu_{31}}{3E_1} = \frac{1-\nu_{12}-\nu_{32}}{3E_2} = \frac{1-\nu_{13}-\nu_{23}}{3E_3}. \quad (2.12)$$

Это позволяет, как и при изотропном теле, записать закон изменения объема в форме:

$$\sigma_{cp} = K\Theta, \quad (2.13)$$

где $\Theta = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$;

$$K = \frac{3E_1}{1 - \nu_{21} - \nu_{31}} = \frac{3E_2}{1 - \nu_{12} - \nu_{32}} = \frac{3E_3}{1 - \nu_{13} - \nu_{23}}. \quad (2.14)$$

Девиаторная часть материального тензора требует более детальных исследований и будет рассмотрена в следующем параграфе.

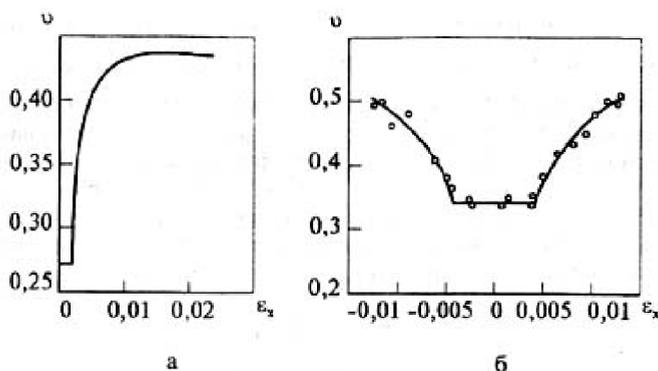


Рис. 2.1. Изменение коэффициента Пуассона в зависимости от деформации:
а – сталь; б – алюминиевый сплав

Проанализируем также характер изменения коэффициентов Пуассона при увеличении деформации. На рис. 2.1 приведен характерный график зависимости коэффициента Пуассона от деформации. Здесь образцы из стали и алюминиевого сплава 24S-T4 нагружались вдоль прокатки. Из рис. 2.1 следует, что в начале процесса коэффициент Пуассона как бы оставался постоянным. Во всяком случае с технической точностью его можно принять таковым. Затем по мере увеличения деформации доля, связанная с изменением объема, уменьшается и начинается плавный переход в пластическую область. Для расчета переходной зоны предложена следующая расчетная формула:

$$\nu = \nu'' - \frac{(\nu'' - \nu'')\varepsilon'_x}{\varepsilon_x} \quad (2.15)$$

Здесь ν' и ν'' – коэффициенты Пуассона, соответствующие упругой (ε'_x) и остаточной (ε''_x) частям деформации ε_x , ν – коэффициент Пуассона в переходной зоне.

В том случае, если упругая деформация по сравнению с пластической будет незначительна и ей можно пренебречь, полный коэффициент станет равным пластическому.

Пластический коэффициент Пуассона обычно называют коэффициентом поперечной деформации и обозначают через μ_{ij} .

Изменение коэффициента Пуассона четко отражает единство процесса деформации и условность разделения на упругую и пластическую части.

2.2. Пропорциональность упругого и пластического материальных девиаторов

Для обоснования пропорциональности и установления характера взаимосвязи упругих и пластических постоянных металлов и сплавов, подчиняющихся закону Гука, рассмотрим среду с внутренними напряжениями τ_{ij}^0 и соответствующими им упругими деформациями ε_{ij}^0 , которые являются следствием несовершенств строения кристаллических тел. Условие пластичности ввиду взаимно однозначной связи между напряжениями и упругими деформациями можно рассматривать как в пространстве напряжений F , так и в пространстве упругих деформаций f . Так как пластическая деформация всегда является девиатором, то для сред с внутренними напряжениями функции F и f целесообразно искать в следующем виде:

$$\left. \begin{aligned} F(P_{ij}, T, \mu_k) &= 0 \\ f(t_{ij}, T, \mu_k) &= 0 \end{aligned} \right\} \quad (2.16)$$

Здесь P_{ij} – девиатор полных напряжений:

$$P_{ij} = \tau_{ij} + \tau_{ij}^0; \quad (2.17)$$

t_{ij} – девиатор полных упругих деформаций:

$$t_{ij} = \varepsilon_{ij} + \varepsilon_{ij}^0; \quad (2.18)$$

T – абсолютная температура; μ_k – параметры, характеризующие физико-механические свойства среды.

Существование функций нагружения F или текучести f обычно связывается с наличием предела текучести материала σ_T , величина которого пока точно не определена и в технике применяется характеристика $\sigma_{0,2}$. Поэтому реальное существование мгновенной функции нагружения F (текучести f) отождествляется с порогом упругости σ_0 таким, что повторные нагружения до σ_0 не вызывают новых приращений остаточных деформаций, а выше σ_0 – их вызывают.

С учетом сказанного вектор девиатора деформаций t_{ij} (2.18) в пятимерном девиаторном пространстве, переходя в процессе простого нагружения из упругой области через поверхность f в пластическую, будет изменяться линейно вдоль некоторого определенного луча (рис. 2.2).

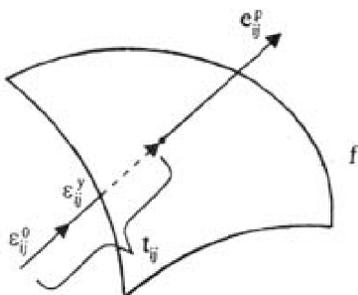


Рис. 2.2. Схематическая интерпретация перехода деформаций из упругой области в пластическую

Тогда из (2.18) можно записать:

$$\frac{t_{ij}}{t_{kl}} = \frac{\varepsilon_{ij}^y}{\varepsilon_{kl}^y} = \frac{\varepsilon_{ij}^0}{\varepsilon_{kl}^0}. \quad (2.19)$$

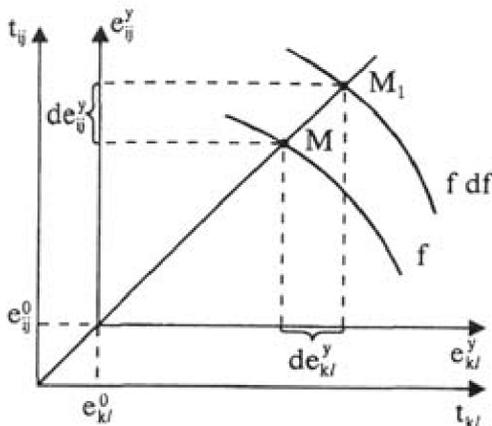


Рис. 2.3. Представление пропорциональных приращений пластических деформаций de_{ij}^p

Примем, что рассматриваемая среда подчиняется обобщенному условию пластичности Р. Мизеса, описывающего поверхность нагружения F :

$$F = k_{ijkl} P_{ij} P_{kl}, \quad (2.20)$$

и ассоциированному с ним закону течения, который следует из принципа минимума работы внешнего воздействия на приращениях пластических деформаций de_{ij}^p :

$$de_{ij}^p = \frac{\partial F}{\partial P_{ij}} h d\lambda, \quad (2.21)$$

где $h d\lambda$ – коэффициент пропорциональности; λ – параметр нагружения (время).

Рассмотрим теперь в пространстве упругих деформаций точку пересечения поверхности f (см. рис. 2.2) с лучом (2.19) и дадим приращение пластической деформации de_{ij}^P (см. рис. 2.3) такое, что

$$de_{ij}^P = t_{ij} h_1 d\lambda. \quad (2.22)$$

Подставляя (2.22) в (2.21), получим

$$t_{ij} = H \frac{\partial F}{\partial P_{ij}}, \quad (2.23)$$

где $H = h/h_1$ – коэффициент пропорциональности.

Выразив теперь полные упругие деформации t_{ij} в (2.23) с помощью закона Гука для девиаторов через напряжения $t_{ij} = d_{ijkl} P_{kl}$ и подставив в (2.23) вместо F условие Мизеса (2.20), получим

$$d_{ijkl} P_{kl} = H \frac{\partial}{\partial P_{ij}} (k_{ijkl} P_{ij} P_{kl})$$

Отсюда:

$$d_{ijkl} = H k_{ijkl}, \quad (2.24)$$

т. е. при простом нагружении упругие материальные девиаторы с точностью до постоянной равны соответствующим пластическим девиаторам.

2.3. Модель взаимосвязи показателей анизотропии с параметрами текстуры и константами кристаллов

Пропорциональность упругих и пластических материальных девиаторов позволяет при определении взаимосвязи показателей анизотропии с параметрами текстуры применить уже существующие и хорошо зарекомендовавшие себя зависимости для определения анизотропии упругих свойств, например, таких, как выражения для компонент упругого тензора податливостей, которые в матричной форме записи имеют следующий вид:

$$\begin{aligned}
S_{11} &= S'_{11} - S'\Delta_1; \\
S_{22} &= S'_{11} - S'\Delta_2; \\
S_{33} &= S'_{11} - S'\Delta_3; \\
S_{23} &= S'_{12} + 2S'(\Delta_2 + \Delta_3 - \Delta_1); \\
S_{12} &= S'_{12} + 2S'(\Delta_1 + \Delta_2 - \Delta_3); \\
S_{13} &= S'_{12} + 2S'(\Delta_1 + \Delta_3 - \Delta_2); \\
S_{44} &= S'_{44} + 4S'(\Delta_2 + \Delta_3 - \Delta_1); \\
S_{55} &= S'_{44} + 4S'(\Delta_1 + \Delta_3 - \Delta_2); \\
S_{66} &= S'_{44} + 4S'(\Delta_1 + \Delta_2 - \Delta_3),
\end{aligned} \tag{2.25}$$

Здесь и далее S_{kl} – компоненты тензора податливости поликристаллического материала S_{ijmn} , записанные в матричной форме. При такой записи первая и вторая пара индексов объединяются по правилу:

Тензорное обозначение	11	22	33	32, 23	31, 13	12, 21
Матричное обозначение	1	2	3	4	5	6

а сами индексы пробегает значения от 1 до 6. При этом $S_{kl} = 2^p S_{ijmn}$, где $i, j, m, n = 1, 2, 3$; $\kappa, l = 1, 2, \dots, 6$; p – число индексов, превышающих три в паре κ, l ; S'_{ij} – компоненты тензора податливости монокристалла; $S' = S'_{11} - S'_{12} - \frac{1}{2}S'_{44}$; Δ_i – ориентационные факторы текстуры, которые можно представить так:

$$\Delta_i = \left\langle \alpha_{31}^2 \alpha_{32}^2 + \alpha_{32}^2 \alpha_{33}^2 + \alpha_{33}^2 \alpha_{31}^2 \right\rangle. \tag{2.26}$$

Здесь угловые скобки $\langle \dots \rangle$ обозначают статистическое осреднение по всем кристаллам, составляющим данный поликристалл; α_{ij} – направляющие косинусы i -го характеристического направления в кристалле.

Согласно принципу пропорциональности девиаторов (2.24) показатели анизотропии μ_{ij} можно записать следующим образом:

$$\mu_{ij} = -\frac{K_{ijj}}{K_{jjj}} = -\frac{d_{ijj}}{d_{jjj}}. \quad (2.27)$$

И далее, согласно (2.7), будем иметь

$$\mu_{ij} = -\frac{S_{ijj} - \frac{1}{3}a}{S_{jjj} - \frac{1}{3}a}, \quad (2.28)$$

$a = \frac{1}{3}S_{ijkl}\delta_{ij}\delta_{kl}$ – скаляр (по i, j не суммировать!),

или, учитывая (2.6):

$$\mu_{ij} = -\frac{S_{ijj} - \frac{1}{3}(S_{ijj} + S_{jjj} + S_{jjkk})}{S_{jjj} - \frac{1}{3}(S_{ijj} + S_{jjj} + S_{jjkk})}. \quad (2.29)$$

Определим также показатель анизотропии в плоскости листа под углом 45° к направлению прокатки, который обычно обозначают μ_1 . Чтобы определить коэффициент μ_1 , перейдем в выражении (2.29) к новой системе координат, ось 3 которой совпадает с прежней, а оси 1 и 2 смещены на угол 45° относительно прежних. После математических преобразований получим

$$\mu_1 = -\frac{S_{iiii} + S_{jjjj} + S_{ijij} - S_{iikk} - S_{jjkk} - 12S_{ijij}}{S_{iiii} + S_{jjjj} + S_{ijij} - S_{iikk} - S_{jjkk} + 12S_{ijij}}. \quad (2.30)$$

Зависимости (2.29) и (2.30) связывают деформационные показатели μ_{ij} с упругими компонентами тензора податливости поликристаллического тела. Теперь, подставляя в них выражения для компонент тензора податливости из (2.25), получим зависимости, связывающие показатели анизотропии с текстурными параметрами и упругими характеристиками монокристалла:

$$\mu_{ij} = \frac{1}{2} \frac{S'_{11} - S'_{12} + 3S'(\Delta_i + \Delta_j - \Delta_k)}{S'_{11} - S'_{12} + 3S'\Delta_j};$$

$$\mu_i = \frac{S'_{11} - S'_{12} + 3S'(\Delta_i + \Delta_j - \frac{1}{2}\Delta_k - \frac{1}{2})}{2(S'_{11} - S'_{12}) + 3S'(\Delta_i + \Delta_j - \frac{3}{2}\Delta_k - \frac{1}{2})}. \quad (2.31)$$

Если в последних формулах сгруппировать константы монокристалла, то выражения примут более компактный вид:

$$\mu_{ij} = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_k - \Delta_i}{\frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} - \Delta_j};$$

$$\mu_i = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_i + \Delta_j + \frac{1}{2}\Delta_k - \frac{1}{2}}{2\frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} + \Delta_i + \Delta_j - \frac{3}{2}\Delta_k - \frac{1}{2}}. \quad (2.32)$$

Данная форма записи имеет ряд преимуществ. Во-первых, в выражениях (2.32) выделено слагаемое 0,5 (это, как известно, величина показателя μ_{ij} изотропного тела). Отклонения от этого значения в большую или меньшую сторону позволяют судить о степени анизотропии материалов.

Во-вторых, все характеристические константы монокристалла сгруппированы в одном коэффициенте $(S'_{11} - S'_{12})/3S'$, который при дальнейших исследованиях может рассматриваться как самостоятельный характеристический параметр монокристалла, что ведет к упрощению формы записи и универсализации зависимостей.

Для довольно часто встречающегося на практике случая аксиальной текстуры, или трансверсальной изотропии, которая характеризуется наличием между текстурными параметрами следующего соотношения: $\Delta_1 = \Delta_2 = \frac{1}{8}(3\Delta_3 + 1)$, выражения (2.31) примут более простой вид:

$$\mu_{ij}^{ax} = \mu_i^{ax} = \frac{S'_{11} - S'_{12} - \frac{3}{4}S'(1 - \Delta_k)}{2(S'_{11} - S'_{12}) - \frac{3}{4}S'(1 + 3\Delta_k)}, \quad (2.33)$$

или в компактной форме:

$$\mu_{ij}^{ax} = 0,5 + 0,5 \frac{5\Delta_k - 1}{8 \frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} - 1 - 3\Delta_k}. \quad (2.34)$$

Используя полученные формы представления показателей μ_{ij} , можно определить скаляр k , описывающий природу материала через упругие константы монокристалла и текстурные параметры следующим образом:

$$k = 2 \frac{\frac{S'_{11} - S'_{12}}{S'} - S(\Delta_1 - \Delta_2 - \Delta_3)}{S'_{11} - S'_{12} + 2S'(\Delta_1 + \Delta_2 - \Delta_3 - \frac{1}{2})}. \quad (2.35)$$

В случае аксиальной текстуры выражение для скаляра k примет более простой вид:

$$k^{ax} = \frac{1 - 5\Delta_3}{(S'_{11} - S'_{12})/2S'} - \Delta_3 - 1. \quad (2.36)$$

Полученные зависимости (2.32) и (2.34), связывая деформационные показатели анизотропии, параметры текстуры и константы монокристалла, полностью удовлетворяют требованиям к математической модели, детальный анализ которой будет проведен ниже.

Проверка достоверности полученных моделей взаимосвязи показателей анизотропии с характеристиками текстуры осуществлялась путем сопоставления значений μ_{ij} , вычисленных по формуле (2.32) и определенных путем механических испытаний образцов на растяжение.

Механическим испытаниям подвергались образцы, вырезанные в трех направлениях плоскости листа (вдоль прокатки, поперек и под углом 45° к оси прокатки). Одновременно с образцами для механических испытаний от тех же карточек отбирались образцы для определения параметров текстуры путем построения обратных полюсных фигур (ОПФ).

Эксперименты проводились на листах из сплава АМЦ и алюминия марки А99, прокатанных с различной величиной обжатия. Полусные фигуры для определения ориентационных факторов Δ_i строились в соответствии с изложенной выше методикой.

Значения ориентационных факторов Δ_i вычислялись по значениям A_{hkl} , f_{hkl} , Δ_{hkl} определенным по ОПФ, примеры которых приведены на рис. 2.4.

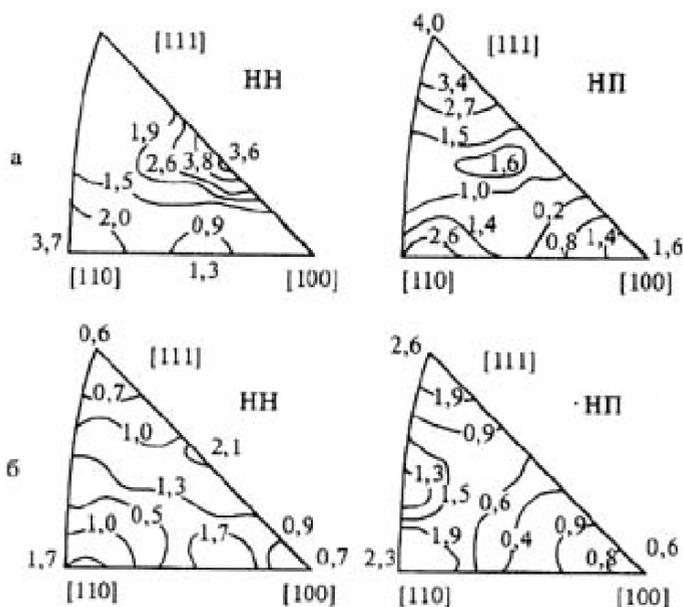


Рис. 2.4. ОПФ сплава АМЦ (а) и А199 (б)

Затем по формуле (2.32) определялись расчетные значения μ_{ij}^p . Экспериментальные значения μ_{ij}^3 рассчитывались по общепринятой методике определения анизотропии листовых материалов. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений μ_{ij} для листов из алюминия марки А99 и сплава АМЦ представлено в табл. 2.2.

Таблица 2.2. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений μ_{ij} для листовых материалов

Марка сплава	Полуфабрикат	Толщина s, мм	Ориентационные факторы			Показатели анизотропии					
			Δ_1	Δ_2	Δ_3	μ_{21}^P	$\mu_{21}^{\text{э}}$	μ_1^P	$\mu_1^{\text{э}}$	μ_{12}^P	$\mu_{12}^{\text{э}}$
А99	Лист горячекатаный	10,0	0,173	0,205	0,195	0,48	0,41	0,43	0,38	0,50	0,44
	Лист холоднокатаный	3,0	0,200	0,219	0,174	0,42	0,32	0,46	0,43	0,45	0,48
	Лист холоднокатаный	0,6	0,220	0,200	0,190	0,47	0,46	0,51	0,49	0,47	0,43
АМЦ	Лист горячекатаный	6,0	0,230	0,260	0,245	0,44	0,39	0,58	0,59	0,42	0,41
	Лист холоднокатаный	1,2	0,210	0,220	0,160	0,39	0,38	0,46	0,43	0,40	0,45
	Лист отожженный	1,2	0,240	0,270	0,190	0,36	0,34	0,37	0,32	0,41	0,47

Как следует из табл. 2.2, расчетные и экспериментальные значения μ_{ij} имеют удовлетворительное совпадение. Расхождения в значениях μ_{ij}^P и $\mu_{ij}^{\text{э}}$ не превышают 10% и объясняются разбросом значений полюсной плотности $f(hkl)$, а также отражают тот факт, что $\mu_{ij}^{\text{э}}$ характеризуют анизотропию не исходного, а деформированного растяжением образца. Аналогичный вывод можно сделать также из анализа результатов, приведенных в табл. 2.3.

Более точное совпадение расчетных данных наблюдается при расчетах $\bar{\mu}$ для идеальных ориентировок и их сравнение с экспериментальными значениями (табл. 2.3).

В целом результаты исследований свидетельствуют о достаточно хорошей сходимости расчетных и экспериментальных данных для всей группы сплавов. Следовательно, модели (2.32)–(2.34) отражают реальную анизотропию деформационных характеристик листовых материалов.

Таблица 2.3. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений $\bar{\mu}$ для идеальных ориентировок

Марка материала	Идеальная ориентировка	Величина $\bar{\mu}$ определенная	
		по формуле (2.32)	из экспериментов
Стальной лист	(100)	0,362	0,375
	(110)	0,550	0,556
	(111)	0,637	0,643
АМЦ	(100)	0,450	0,43
	(110)	0,512	0,51
	(111)	0,533	0,54

2.4. Вопросы для самоконтроля

1. При каких допущениях может быть выведена пропорциональность упругого и пластического девиаторов?
2. Как интерпретируется пропорциональность упругого и пластического материальных девиаторов в пространстве напряжений?
3. Как используется пропорциональность девиаторов для расчета показателей пластической анизотропии?
4. Что общего и в чем различие между коэффициентами Пуассона показателями пластической анизотропии?
5. Что надо знать, чтобы рассчитать компоненты тензора податливости поликристаллического материала?
6. Какие параметры объединяет в себе взаимосвязь показателей анизотропии и текстуры?
7. Какими параметрами учитываются свойства материала в модели взаимосвязи показателей анизотропии и текстуры?
8. Каким образом можно проверить на адекватность уравнения взаимосвязи показателей анизотропии с параметрами текстуры?

ГЛАВА 3

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕКСТУРЫ НА ПОКАЗАТЕЛИ АНИЗОТРОПИИ

Для формирования в листовых полуфабрикатах заданной анизотропии свойств необходимо прежде всего знать – каким набором преимущественных кристаллографических ориентировок и характеристик монокристалла будет обеспечено требуемое сочетание показателей анизотропии μ_{ij} . Чтобы установить степень влияния каждой группы параметров, рассмотрим их отдельно. Такой анализ необходим потому, что формирование текстуры осуществляется в процессе прокатки и термообработки листов, а подбор констант монокристалла является, по сути, выбором исходного материала.

3.1. Анализ влияния текстурных параметров и идеальных ориентировок на величину показателей анизотропии

Для оценки влияния текстурных параметров на величину μ_{ij} , μ_i при фиксированных значениях коэффициентов податливости S_{ij} проанализируем соотношения (2.32), представив их следующим образом:

$$\mu_{ij} = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_k - \Delta_i}{\frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} - \Delta_j};$$
$$\mu_i = 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_i + \Delta_j + \frac{1}{2} \Delta_k - \frac{1}{2}}{2 \frac{S'_{11} - S'_{12}}{3S'} + \Delta_i + \Delta_j - \frac{3}{2} \Delta_k - \frac{1}{2}}. \quad (3.1)$$

Из структуры формул (3.1) ясно, что при постоянных значениях констант монокристалла изменение значений коэффициентов анизотропии зависит от значений Δ_j , а точнее говоря, от соотношения их комплексов. Так, значения μ_{ij} зависят от комплексов Δ_k , Δ_i

и Δ_j , а значение μ_i – от $\Delta_i + \Delta_j + \frac{1}{2}\Delta_k - \frac{1}{2}$ и $\Delta_i + \Delta_j - \frac{3}{2}\Delta_k - \frac{1}{2}$.

Здесь следует отметить, что, согласно способу определения Δ_i ($i = 1, 2, 3$), их значения всегда удовлетворяют неравенству:

$$0 < \Delta_i < \frac{1}{3}. \quad (3.2)$$

Граничные значения комплексов легко видны из формул (3.1). Так, при $\Delta_k - \Delta_i = 0$, $\mu_{ij} = 0,5$, т. е. при любых значениях констант S_{ij} лист является изотропным. Если же $\Delta_k - \Delta_i \neq 0$, $\Delta_j \neq 0$ и значения комплекса $S_{ij} > \Delta_j$, то величина μ_{ij} будет возрастать при уменьшении Δ_i и увеличении Δ_j и Δ_k . При значениях комплекса S_{ij} , меньших Δ_j , значения μ_{ij} будут увеличиваться при повышении Δ_i , Δ_j и уменьшении Δ_k .

Таблица 3.1. **Параметры текстуры и коэффициенты анизотропии для некоторых идеальных ориентировок**

Идеальные ориентировки	Параметры текстуры			Показатели анизотропии		
	Δ_1	Δ_2	Δ_3	μ_{21}	μ_1	μ_{12}
1	2	3	4	5	6	7
{100}<100>	0	0	0	0,500	0,059	0,500
{100}<110>	0,25	0,25	0	0,059	0,500	0,059
{100}<120>	0,16	0,16	0	0,286	0,398	0,286
{100}<130>	0,09	0,09	0	0,398	0,286	0,398
{100}<230>	0,213	0,213	0	0,168	0,463	0,168
{110}<100>	0,0	0,25	0,25	0,5	0,358	0,941
{110}<110>	0,25	0	0,25	0,941	0,358	0,5
{110}<111>	0,333	0,25	0,25	0,5	0,634	0,354
{110}<112>	0,25	0,333	0,25	0,254	0,634	0,5
{110}<335>	0,287	0,328	0,25	0,342	0,649	0,410
{120}<120>	0,16	0	0,16	0,714	0,233	0,5

Продолжение табл. 3.1

1	2	3	4	5	6	7
{120}<123>	0,25	0,296	0,16	0,260	0,572	0,31
{120}<124>	0,191	0,274	0,16	0,333	0,528	0,440
{120}<125>	0,143	0,25	0,16	0,385	0,481	0,53
{130}<001>	0	0,09	0,09	0,5	0,15	0,602
{130}<130>	0,09	0	0,09	0,602	0,15	0,5
{130}<131>	0,157	0,083	0,09	0,509	0,34	0,426
{130}<133>	0,274	0,27	0,09	0,153	0,546	0,151
{130}<135>	0,211	0,25	0,09	0,252	0,503	0,286
{230}<001>	0	0,213	0,213	0,5	0,304	0,832
{230}<230>	0,213	0	0,213	0,832	0,304	0,5
{230}<231>	0,25	0,067	0,213	0,758	0,432	0,460
{230}<233>	0,316	0,277	0,213	0,353	0,619	0,299
{111}<112>	0,25	0,25	0,333	0,646	0,647	0,646
{111}<123>	0,25	0,25	0,333	0,646	0,647	0,646
{112}<110>	0,25	0,333	0,25	0,354	0,634	0,5
{112}<111>	0,333	0,25	0,25	0,5	0,634	0,354
{112}<132>	0,25	0,191	0,25	0,604	0,552	0,5
{112}<135>	0,211	0,166	0,25	0,63	0,502	0,553
{113}<110>	0,25	0,316	0,157	0,219	0,581	0,286
{113}<112>	0,25	0,195	0,157	0,433	0,515	0,363
{113}<233>	0,316	0,25	0,157	0,286	0,581	0,219
{123}<230>	0,213	0,067	0,25	0,786	0,399	0,54
{123}<111>	0,333	0,25	0,25	0,5	0,634	0,354
{123}<112>	0,25	0,191	0,25	0,604	0,552	0,5
{123}<124>	0,191	0,25	0,25	0,5	0,552	0,604
{124}<120>	0,16	0,274	0,191	0,389	0,521	0,56
{124}<112>	0,25	0,25	0,191	0,396	0,561	0,396
{124}<123>	0,25	0,25	0,191	0,396	0,561	0,396

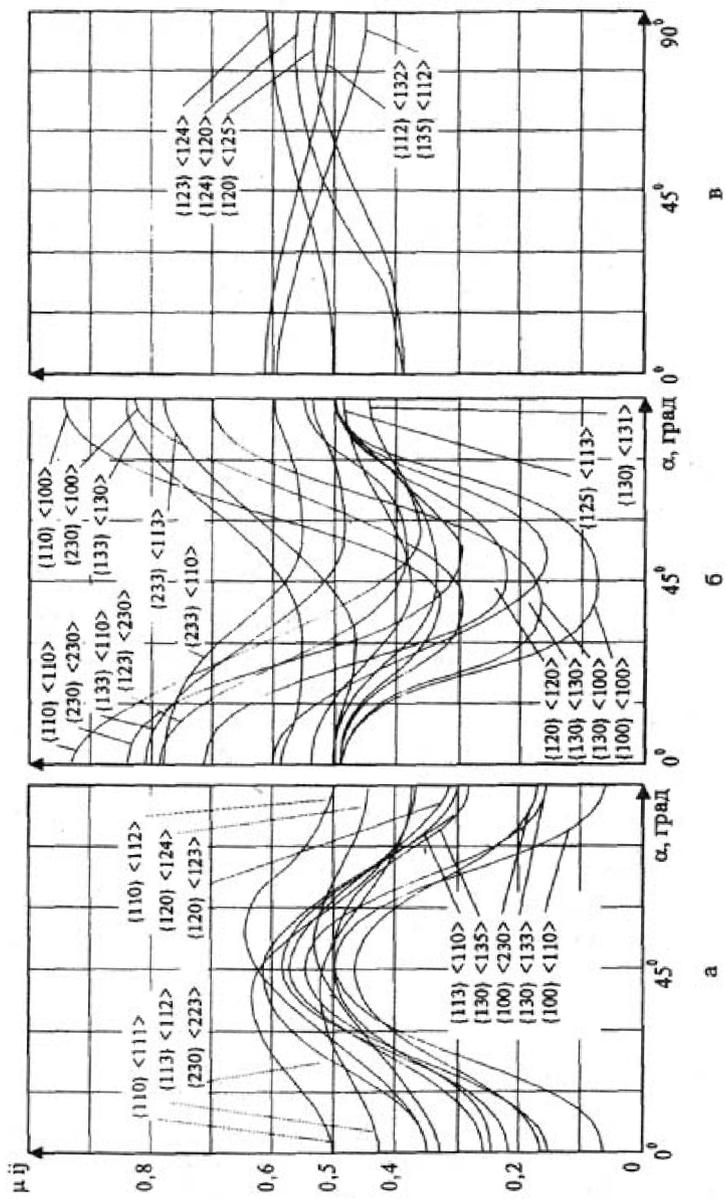


Рис. 3.1. Характер изменения показателей анизотропии в зависимости от типа «созданной» идеальной ориентировки в плоскости листа

Влияние отдельных кристаллографических ориентировок на показатели анизотропии можно определить, если подставить их текстурные параметры в зависимости (3.1) и вычислить коэффициенты μ_{ij} для идеальной текстуры, обусловленной данной ориентировкой. Наиболее часто встречающиеся ориентировки, их текстурные параметры и вычисленные по ним коэффициенты пластической анизотропии приведены в табл. 3.1. Как показывают данные табл. 3.1, значения и характер коэффициентов μ_{ij} , в зависимости от выбранной ориентировки, могут быть самыми разнообразными. Это дает основание утверждать, что путем создания в материале определенной совокупности ориентировок и их процентного соотношения можно формировать нужную анизотропию свойств.

Для наглядности на рис. 3.1 представлены графики изменения μ_{ij} в плоскости листового материала для некоторых идеальных ориентировок. По характеру изменения анизотропии они условно разделены на следующие группы: рис. 3.1, *a* – выпуклостью вверх, рис. 3.1, *б* – выпуклостью вниз, рис. 3.1, *в* – монотонные.

Пользуясь табл. 3.1 и графиками, всегда можно определить показатели анизотропии реального листового материала с многокомпонентной текстурой при известном процентном содержании каждой компоненты.

3.2. Изменение показателей анизотропии в зависимости от констант кристаллической решетки материалов

При исследовании анизотропии свойств различных металлов и сплавов было замечено, что текстура не определяет однозначно величину показателей анизотропии. Например, у железа, алюминия, меди, серебра и других металлов, имеющих одинаковую ГЦК-решетку, показатели μ_{ij} резко различаются и при одинаковой текстуре. Этот факт констатировался без каких-либо теоретических обоснований.

Предлагаемая модель взаимосвязи μ_{ij} с Δ_i и S'_{ij} (3.1) наглядно показывает, что величина показателей анизотропии определяется не только степенью совершенства текстуры, но и упругими константами монокристаллов, составляющих текстурированный материал. Чтобы оценить степень влияния на показатели анизотропии упругих постоянных монокристалла, достаточно в формулах (2.32), (2.34) проанализировать изменение μ_{ij} в зависимости от значения комплекса констант

$$\frac{(S'_{11} - S'_{12})}{3 \left(S'_{11} - S'_{12} - \frac{1}{2} S'_{44} \right)}, \quad (3.3)$$

который обозначим через Q и назовем характеристическим параметром монокристалла. С учетом новых обозначений выражения (2.32), (2.34) примут следующий более компактный вид:

$$\begin{aligned} \mu_{ij} &= 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_k - \Delta_i}{Q - \Delta_j} \\ \mu_i &= 0,5 + 0,5 \frac{\Delta_i + \Delta_j + \frac{1}{2} \Delta_k - \frac{1}{2}}{2Q + \Delta_i + \Delta_j - \frac{3}{2} \Delta_k - \frac{1}{2}}. \end{aligned} \quad (3.4)$$

Как следует из формул (3.4), при $|Q| \gg \Delta_i + \Delta_j - \Delta_k$ или $|Q| \gg \Delta_j$, показатели μ_{ij} , μ_i стремятся к значению $\mu_{ij} = \mu_i = 0,5$. Другими словами, тело является изотропным независимо от кристаллографической текстуры.

Согласно условию несжимаемости, область действительных значений коэффициентов анизотропии ограничивается следующим интервалом:

$$0 < \mu_{ij} < 1. \quad (3.5)$$

Чтобы коэффициенты μ_{ij} независимо от текстуры соответствовали условию (3.5), необходимо и достаточно, чтобы параметр Q удовлетворял следующему неравенству:

$$\left| \frac{\Delta_k - \Delta_i}{Q - \Delta_j} \right| < 1. \quad (3.6)$$

Значения Q , удовлетворяющие (3.6), будут являться областью возможных значений характеристического параметра монокристалла реальных металлов и сплавов. Выпадающие из этой области значения Q относятся к материалам, для которых не выполняется условие несжимаемости, и они здесь не рассматриваются.

Рассмотрим подробнее неравенство (3.6). Его можно записать в виде системы неравенств:

$$\begin{cases} \Delta_i < Q < \max\{A, B\}; \\ \min\{A, B\} < Q < \Delta_j \end{cases} \quad (3.7)$$

где $A = \Delta_i + \Delta_j - \Delta_k$; $B = \Delta_j + \Delta_k - \Delta_i$. Максимум и минимум здесь и ниже берутся для выражений A и B на всем множестве кристаллографических ориентировок. Здесь следует отметить, что индексы текстурных параметров в выражениях A и B на всем множестве кристаллографических ориентировок допускают перестановку, т. е. если существует ориентировка, характеризующаяся набором текстурных параметров $\Delta_i, \Delta_j, \Delta_k$, то меняя между собой местами параметры, будем получать наборы, соответствующие реально существующим кристаллографическим ориентировкам. Исходя из этого, можно сделать вывод, что максимальные и минимальные значения выражений A и B совпадают (так как они отличаются лишь перестановкой текстурных параметров), хотя и достигаются в различных ориентировках. Следовательно, в неравенствах (3.7) можно перейти от \min и \max по $\{A, B\}$ к \min и \max по одному из этих выражений, например по $\{A\}$.

Вычисление выражений А и В для кристаллографических ориентировок показали, что $\min \{A\} = 0$ достигается в ориентировках типа $\{100\}\langle 100\rangle$, $\{110\}\langle 100\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$; $\min \{B\} = 0$ – в ориентировках $\{100\}\langle 100\rangle$, $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$; $\max \{A\} = 0,5$ – в ориентировках $\{100\}\langle 110\rangle$; а $\max \{B\} = 0,5$ – в ориентировках $\{110\}\langle 100\rangle$.

Подставляя значения $\min \{A, B\}$ и $\max \{A, B\}$ в систему (3.7), с учетом того, что $0 \leq \Delta_j \leq \frac{1}{3}$, получим, что условие (3.5) выполняется в том случае, если удовлетворяется одно из неравенств:

$$\begin{cases} Q > 0,5 \\ Q < 0 \end{cases} \quad (3.8)$$

Теперь определим, какие максимально и минимально возможные значения μ_{ij} обеспечивает конкретный параметр Q . Для этого надо определить связь характеристического параметра Q с показателем анизотропии μ_{ij} при наиболее благоприятных ориентационных факторах Δ_j , за которыми стоит соответствующая текстура. Исследуем следующее уравнение:

$$\max_{\{hkl\}\langle uvw\rangle} \left\{ \left| \frac{\Delta_k - \Delta_l}{Q - \Delta_j} \right| \right\} = p, \text{ где } 0 < p < 1. \quad (3.9)$$

При этом максимальное и минимальное значения μ_{ij} выражаются через параметр p следующим образом:

$$\begin{aligned} \max \{ \mu_{ij} \} &= 0,5 + 0,5p \\ \min \{ \mu_{ij} \} &= 0,5 - 0,5p \end{aligned} \quad (3.10)$$

Преобразовывая уравнение (3.9) и раскрывая знак модуля, приведем его к виду:

$$Q = \max \left\{ \frac{\Delta_k}{p} + \Delta_j - \frac{\Delta_l}{p} \right\}. \quad (3.11)$$

Вычисление комплекса $\frac{\Delta_k}{p} + \Delta_j - \frac{\Delta_i}{p}$ на множестве реальных

кристаллографических ориентировок показало, что он при фиксированном значении p принимает максимальное значение при ориентировке $\{110\}\langle 100\rangle$, а минимальное – при $\{110\}\langle 110\rangle$ и $\{100\}\langle 100\rangle$.

Подставляя ориентационные факторы указанных ориентировок ($\Delta_1 = 0$, $\Delta_2 = 0,25$, $\Delta_3 = 0,25$) в (8.11) и (3.10), получим зависимости максимального и минимального значений μ_{ij} от параметров Q в следующем виде:

$$\begin{aligned} \mu_{ij}^{\max} &= \frac{1}{2} + \frac{1}{8\left(Q - \frac{1}{4}\right)}; \\ \mu_{ij}^{\min} &= \frac{1}{2} - \frac{1}{8\left(Q - \frac{1}{4}\right)} \end{aligned} \quad (3.12)$$

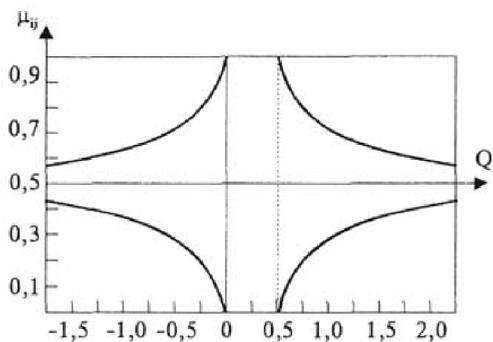
В табл. 3.2 приведены расчетные значения показателей μ_{ij} различных идеальных ориентировок в зависимости от величины параметра Q . Как видно из приведенных данных, кристаллографическая текстура определяет собой характер изменения анизотропии в плоскости листа, тогда как модуль показателей определяется значением характеристического параметра монокристалла.

Построенные по выражениям (3.12) с учетом условия (3.8) графики изменения максимальных и минимальных значений μ_{ij} в зависимости от Q показывают (рис. 3.2), что анизотропия свойств усиливается (показатели анизотропии резко возрастают или убывают по отношению к значению 0,5) в тех материалах, для которых Q близко к нулю слева или к 0,5 справа. В интервале $0 < Q < 0,5$ выражения (3.12) теряют смысл, так как не выполняется условие (3.5). Из графиков (рис. 3.2, а) также видно, что материалы, имеющие высокие по абсолютной величине значения характеристиче-

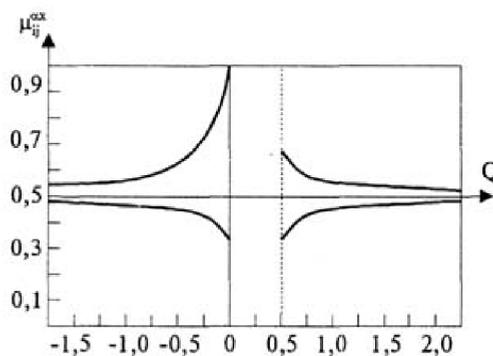
ского параметра монокристалла – $|Q - 1/4| > 4,75$, практически будут изотропными ($\mu_{ij} = 0,5$) независимо от степени совершенства текстуры. Для большинства промышленных металлов и сплавов, как показывают расчеты, приведенные в табл. 3.3, значения Q находятся в интервале

$$0,25 < |0 - 0,25| < 4,75. \quad (3.13)$$

Это делает возможным целенаправленное формирование заданных значений показателей анизотропии за счет подбора исходного материала.



а



б

Рис. 3.2. Изменение показателей анизотропии в зависимости от параметра Q для ортотропных (а) и трансверсально-изотропных (б) материалов

Таблица 3.2. Показатели анизотропии идеальных ориентировок при различных параметрах монокристалла Q

Идеальная ориентировка	Параметр Q	Показатели анизотропии		
		μ_{21}	μ_1	μ_{12}
{100}<100>	0,5	0,500	0	0,500
	0,6	0,500	0,143	0,500
	0,7	0,500	0,222	0,500
	0,8	0,500	0,273	0,500
	0,9	0,500	0,308	0,500
	1,0	0,500	0,333	0,500
{100}<110>	0,5	0	0,500	0
	0,6	0,143	0,500	0,143
	0,7	0,222	0,500	0,222
	0,8	0,273	0,500	0,273
	0,9	0,308	0,500	0,308
	1,0	0,333	0,500	0,333
{110}<110>	0,5	1,000	0,333	0,500
	0,6	0,857	0,391	0,500
	0,7	0,778	0,419	0,500
	0,8	0,727	0,436	0,500
	0,9	0,692	0,447	0,500
	1,0	0,667	0,455	0,500
{112}<111>	0,5	0,500	0,647	0,333
	0,6	0,500	0,615	0,381
	0,7	0,500	0,594	0,407
	0,8	0,500	0,580	0,424
	0,9	0,500	0,569	0,436
	1,0	0,500	0,561	0,444
{113}<110>	0,5	0,182	0,587	0,247
	0,6	0,273	0,570	0,336
	0,7	0,323	0,559	0,379
	0,8	0,355	0,551	0,404
	0,9	0,378	0,544	0,420
	1,0	0,394	0,539	0,432
{133}<110>	0,5	0,946	0,421	0,527
	0,6	0,819	0,447	0,522
	0,7	0,748	0,461	0,518
	0,8	0,703	0,469	0,516
	0,9	0,672	0,474	0,514
	1,0	0,649	0,478	0,513

На практике часто представляет особый интерес случай трансверсальной изотропии в плоскости полуфабриката. Проводя аналогичный анализ формул (3.4) для аксиальных текстур, можно определить интервал изменения показателей анизотропии трансверсально-изотропных материалов в зависимости от параметра Q по следующим соотношениям:

$$\begin{aligned} \mu_{ax}^{\max} &= \frac{1}{2} + \frac{1}{6} \cdot \frac{1}{4Q-1}; \\ \mu_{ax}^{\min} &= \frac{1}{2} - \frac{1}{6} \cdot \frac{1}{4Q-1}. \end{aligned} \quad (3.14)$$

Характер изменения величины коэффициентов μ_{ij} в зависимости от параметра Q представлен на рис. 3.2, б, из которого видно, что в случае наложения условия трансверсальности пределы изменения показателей анизотропии заметно сужаются, а следовательно, уменьшается возможность формирования их величины. Особенно это касается материалов, у которых $Q > 0,5$.

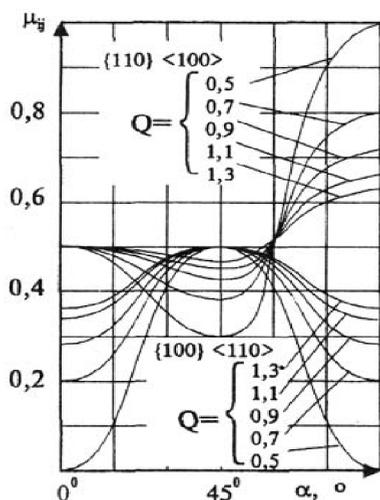


Рис. 3.3. Изменение значений μ_{ij} ориентровок $\{110\} \langle 100 \rangle$ и $\{100\} \langle 110 \rangle$ в зависимости от величины характеристического параметра Q

Полученные зависимости (3.12) и (3.14) позволяют для конкретных типов текстур, например $\{110\} \langle 100 \rangle$ и $\{100\} \langle 110 \rangle$ (рис. 3.3), прогнозировать предельные значения показателей анизотропии материалов по характеристикам их монокристаллов или, другими словами, определять степень анизотропности листа.

В целом, используя значения табл. 3.2, 3.3 и графические зависимости (рис. 3.2, 3.3), можно достаточно точно классифицировать металлы и сплавы по степени анизотропии их свойств.

Таблица 3.3. Коэффициенты податливости и характеристический параметр монокристалла некоторых элементов и соединений кубической системы

Материал	S_{11}	S_{12}	S_{44}	Q
1	2	3	4	5
Алмаз	0,138	-0,04	0,23	0,942
Алюминий	1,74	-0,66	3,51	1,24
Ванадий	0,683	-0,234	2,35	-1193
Вольфрам	0,257	-0,0729	0,66	-1099,81
Германий	0,978	-0,266	1,49	0,831
Железо	0,759	-0,283	0,862	0,569
Золото	2,33	-1,065	2,38	0,513
Кремний	0,768	-0,214	1,256	0,925
Молибден	0,28	-0,078	0,91	-1,23
Никель	0,734	-0,274	0,802	0,554
Хром	0,305	-0,0495	0,992	-0,834
Серебро	2,32	-0,99	2,29	0,51
Арсенит галлия	12,64	-4,234	18,6	0,743
Барий азотнокислый	1,99	-0,48	8,26	-0,496
Бромистое серебро	3,13	-1,17	13,9	-0,541
Бромистый аммоний	3,62	-0,6	18,9	-0,269
Бромистый калий	3,04	-0,435	19,8	-0,18
Бромистый натрий	2,87	-0,58	10,3	-0,676
Галенит	0,864	-0,164	4,03	-0,347
Йодистый калий	3,92	-0,54	23,8	-0,2
Магнетит	0,47	-0,131	1,03	2,329
Медь-золото	1,34	-0,565	1,51	0,552
Окись магния	0,408	-0,095	0,676	1,016

1	2	3	4	5
Пирит	0,28	-0,039	0,96	-0,66
Серебристый цинк	1,94	-0,73	2,29	0,584
Сурьмянистый галлий	1,58	-0,496	2,31	0,751
Сурьмянистый индий	2,42	-0,855	3,31	0,674
Хлористое серебро	3,04	-1,14	16,0	-0,365
Флюорит	0,71	-0,166	2,88	-0,518
Фтористый литий	1,135	-0,31	1,59	0,741
Хлористый аммоний	2,72	-0,42	14,7	-0,249
Хлористый калий	2,62	-0,35	16,0	-0,197
Хлористый натрий	2,29	-0,465	7,94	-0,756
Хлористый таллий	3,16	-0,87	13,2	-0,523
Хромит	0,427	-0,131	0,856	1,431

3.3. Физический смысл характеристического параметра монокристалла

Как следует из условия (3.8) и рис. 3.2, существуют две области определения характеристического параметра монокристалла – положительная и отрицательная. Физический смысл отрицательных и положительных значений параметра Q можно интерпретировать, если в определяющем Q выражении (3.3) перейти от упругих компонент тензора податливости монокристалла S'_{ij} к пластическим компонентам материального девиатора K'_{ij} используя принцип пропорциональности девиаторов (2.24). Согласно этому принципу, компоненты материального пластического девиатора могут быть представлены с точностью до постоянного множителя через компоненты тензора податливости следующим образом:

$$k_{ijkl} = h d_{ijkl} = h \left[S_{ijkl} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \delta_{kl} (S_{ii11} + S_{ii22} + S_{ii33}) \right]. \quad (3.15)$$

Теперь, учитывая, что для монокристаллов кубической системы матрица тензора податливости S'_{ij} имеет вид:

$$S'_{ij} = \begin{bmatrix} S'_{11} & S'_{12} & S'_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S'_{12} & S'_{11} & S'_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S'_{12} & S'_{12} & S'_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S'_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S'_{44} \end{bmatrix}, \quad (3.16)$$

а матрица тензора материального пластического девиатора выглядит следующим образом:

$$K'_{ij} = \begin{bmatrix} K'_{11} & -K'_{11}/2 & -K'_{11}/2 & 0 & 0 & 0 \\ -K'_{11}/2 & K'_{11} & -K'_{11}/2 & 0 & 0 & 0 \\ -K'_{11}/2 & -K'_{11}/2 & K'_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & K'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & K'_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & K'_{44} \end{bmatrix}, \quad (3.17)$$

получим представление констант пластичности в виде:

$$K'_{11} = \frac{2}{3}h(S'_{11} - S'_{12}), \quad (3.18)$$

$$K'_{44} = hS'_{44}$$

где h – константа пропорциональности.

Подставляя полученные выражения в (3.3), найдем представление Q через компоненты материального пластического девиатора монокристалла в виде:

$$Q = \frac{K'_{11}}{3K'_{11} - K'_{44}}. \quad (3.19)$$

Учитывая, что коэффициенты K'_{11} и K'_{44} непосредственно связаны с пределами текучести монокристалла следующими зависимостями:

$$K'_{11} = \frac{1}{\sigma_{<100>}^2}; K'_{44} = \frac{3}{\sigma_{<111>}^2}, \quad (3.20)$$

где $\sigma_{\langle 100 \rangle}$ – предел текучести монокристалла в направлении $\langle 100 \rangle$;
 $\sigma_{\langle 111 \rangle}$ – предел текучести монокристалла в направлении $\langle 111 \rangle$,
 выражение (3.19) можно записать в виде:

$$Q = \frac{1}{3} \left(1 - \frac{\sigma_{\langle 100 \rangle}^2}{\sigma_{\langle 111 \rangle}^2} \right)^{-1}. \quad (3.21)$$

Из последнего представления Q становится понятным физический смысл положительных и отрицательных значений параметра Q . Отрицательным значениям соответствуют материалы, для монокристаллов которых выполняется неравенство $\sigma_{\langle 100 \rangle} > \sigma_{\langle 111 \rangle}$; положительным же соответственно $\sigma_{\langle 100 \rangle} < \sigma_{\langle 111 \rangle}$.

При этом, когда $\sigma_{\langle 111 \rangle} - \sigma_{\langle 100 \rangle} \rightarrow \pm 0$, значения Q стремятся к $\pm \infty$, а когда $\sigma_{\langle 111 \rangle} - \sigma_{\langle 100 \rangle} \rightarrow \pm \infty$, Q стремится к нулю либо к 0,5 в зависимости от знака бесконечности.

Необходимо также отметить, что параметр Q выражается через отношение основных компонент пластического девиатора (в том, что других независимых компонент нет, можно убедиться из (3.17)), и является величиной безразмерной. Следовательно, он является и определенной характеристикой пластических свойств монокристаллов.

3.4. Вопросы для самоконтроля

1. Как определяется характеристический параметр монокристалла через упругие и пластические константы?
2. Какая ориентировка приводит к большей анизотропии в листе, $\{100\}\langle 130 \rangle$ или $\{100\}\langle 230 \rangle$?
3. Как должны соотноситься между собой весовые доли ориентировок $\{100\}\langle 100 \rangle$ и $\{100\}\langle 110 \rangle$ в трансверсально-изотропном листе?
4. Какие значения может принимать характеристический параметр монокристалла для реальных металлов и сплавов?
5. Монокристаллы алюминия или железа более анизотропны?

6. В чем существенное отличие пластических свойств монокристаллов серебра и бромистого серебра?

7. В чем заключается физический смысл отрицательных значений характеристического параметра монокристалла?

8. Что больше влияет на величину анизотропии, текстура или свойства монокристалла?

ГЛАВА 4

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ТЕКСТУРЫ ПО ЗАДАНЫМ ЗНАЧЕНИЯМ АНИЗОТРОПИИ

Для целенаправленного формирования в листовых материалах анизотропии свойств, отвечающей требованиям интенсификации процессов их деформирования, необходимо прежде, на основе заданных характеристик анизотропии, разработать методику расчета состава компонент текстуры. При этом необходимо учитывать, что между текстурой и обусловленными ею различиями физико-механических свойств материалов нет однозначной зависимости. Различные кристаллографические ориентировки приводят порой к одинаковому распределению свойств по направлениям и наоборот. Поэтому при решении данной задачи необходимо опираться на ориентационные факторы текстуры Δ_i , которые, как показано выше, с одной стороны, полностью характеризуют текстуру, а с другой – имеют однозначную связь со свойствами материала и характеристиками анизотропии.

4.1. Определение параметров текстуры по величине показателей анизотропии

Математическая модель (3.4) помимо прямого расчета коэффициентов μ_{ij} по известным текстурным характеристикам материала позволяет решить и обратную задачу: определить по заданным значениям анизотропии необходимые ориентационные факторы Δ_i , а затем и соответствующие им идеальные ориентировки или компоненты текстуры.

Для решения этой задачи необходимо соотношения (3.4) представить в виде следующей системы линейных уравнений, которая имеет одно единственное решение – $\Delta_1, \Delta_2, \Delta_3$:

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta_1 + (1 - 2\mu_{12})\Delta_2 - \Delta_3 = (1 - 2\mu_{12})Q; \\ (1 - 2\mu_{12})\Delta_1 + \Delta_2 - \Delta_3 = (1 - 2\mu_{21})Q; \\ (1 - \mu_1)(\Delta_1 + \Delta_2) + \frac{1}{2}(3\mu_1 - 1)\Delta_3 = \frac{1}{2}(1 - \mu_1) + (2\mu_1 - 1)Q \end{array} \right. \quad (4.1)$$

После несложных математических преобразований системы трех линейных уравнений относительно трех неизвестных получим следующие выражения для ориентационных факторов:

$$\begin{aligned} \Delta^*_1 &= \left\{ \frac{1}{2}\mu_{12}(1 - \mu_1) + \left[\mu_{12}(3\mu_1 - 2) + \frac{1}{2}\mu_{21}(1 + \mu_1) + \mu_{12}\mu_{21}(1 - 3\mu_1) \right] Q \right\} / C; \\ \Delta^*_2 &= \left\{ \frac{1}{2}\mu_{21}(1 - \mu_1) + \left[\mu_{12}(3\mu_1 - 2) + \frac{1}{2}\mu_{21}(1 + \mu_1) + \mu_{12}\mu_{21}(1 - 3\mu_1) \right] Q \right\} / C; \\ \Delta^*_3 &= \left\{ \frac{1}{2}(1 - \mu_1)(\mu_{21} + \mu_{12} - 2\mu_{12}\mu_{21}) + [(\mu_{21} + \mu_{12})(3\mu_1 - 2) + 2\mu_{12}\mu_{21}(3 - 4\mu_1)] Q \right\} / C, \end{aligned}$$

где $C = \frac{1}{2}(\mu_{21} + \mu_{12})(1 + \mu_1) + \mu_{12}\mu_{21}(1 - 3\mu_1)$. (4.2)

При практическом применении выражений (4.2) входящие в них коэффициенты пластической анизотропии μ_{ij} задаются требованиями, сформулированными в гл. 6, а характеристический параметр монокристалла Q может быть определен по справочным данным и формулам (3.3) и (3.19).

В табл. 4.1 приведены результаты расчета параметров текстуры для листов Al99, имеющих осредненный в плоскости показатель анизотропии $\bar{\mu}$ (случай трансверсальной изотропии). Данные этой таблицы свидетельствуют, что при трансверсальной изотропии показатели анизотропии μ_{ij} в плоскости листа могут принимать действительные значения лишь в интервале 0,35–0,65. Остальным же показателям анизотропии соответствуют нереальные значения текстурных параметров (т. е. не удовлетворяющие условию (3.2)).

**Таблица 4.1. Связь параметров текстуры
с коэффициентами анизотропии листов из А199**

$\bar{\mu}$	Δ_1	Δ_2	Δ_3
0,05	-0,191	-0,191	-0,844
0,1	-0,108	-0,108	-0,621
0,15	-0,0414	-0,0414	-0,444
0,2	0,0125	0,0125	-0,3
0,25	0,0571	0,0571	-0,1881
0,3	0,0947	0,0947	-0,0807
0,35	0,127	0,127	0,00488
0,4	0,155	0,155	0,0788
0,45	0,179	0,179	0,143
0,5	0,2	0,2	0,2
0,55	0,218	0,218	0,250
0,6	0,236	0,236	0,295
0,65	0,251	0,251	0,336
0,7	0,265	0,265	0,375
0,75	0,277	0,277	0,405
0,8	0,288	0,288	0,425
0,85	0,299	0,299	0,463
0,9	0,308	0,308	0,488
0,95	0,317	0,317	0,512

4.2. Расчет вариантов многокомпонентной текстуры

Ориентационные факторы Δ_i хорошо зарекомендовали себя при количественном описании текстуры. Они позволяют установить взаимосвязь между анизотропией свойств материала и его текстурой. Но на практике оценивать текстурированное состояние материала удобнее представлением текстуры в виде весовых долей, составляющих ее идеальных ориентировок. Различные изменения, возникающие в текстуре в процессе обработки листов, также легче

учитываются изменением весовых долей отдельных компонентов.

Из этого следует, что для эффективного практического применения разработанных теоретических зависимостей необходимо установить способ перехода от текстурных параметров к многокомпонентной текстуре, состоящей из конечного числа кристаллографических ориентировок, входящих в текстуру с некоторыми весовыми долями P_i ($i = 1, N$). При таком переходе не будет однозначного соответствия, так как одним и тем же параметрам Δ_i могут соответствовать различные наборы ориентировок. Но в данной ситуации это даже облегчит задачу подбора оптимальных компонент текстуры, так как количество возможных вариантов при этом значительно возрастает.

Для многокомпонентной текстуры ориентационные факторы определяются по следующему выражению:

$$\Delta_i = \sum_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} \Delta_i^{\{hkl\}\langle uvw \rangle}, \quad (4.3)$$

где $P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle}$ – весовая доля компоненты $\{hkl\}\langle uvw \rangle$;

$\Delta_i^{\{hkl\}\langle uvw \rangle}$ – ориентационные факторы компоненты $\{hkl\}\langle uvw \rangle$.

Отсюда получим следующую систему из четырех уравнений для определения весовых долей текстурных компонент:

$$\begin{cases} \sum_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} \Delta_1^{\{hkl\}\langle uvw \rangle} = \Delta^*_1 \\ \sum_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} \Delta_2^{\{hkl\}\langle uvw \rangle} = \Delta^*_2 \\ \sum_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} \Delta_3^{\{hkl\}\langle uvw \rangle} = \Delta^*_3 \\ \sum_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} = 1 \end{cases} \quad (4.4)$$

Для четырехкомпонентной текстуры система имеет единственное решение, т. е. задавая набор из четырех идеальных ориен-

тировок $\{hkl\}(uvw)$, можно однозначно найти их весовые доли в той текстуре, которая обеспечит требуемые значения Δ_i^* .

Если к системе (4.4) добавлять дополнительные условия типа

$$P_{\{hkl\}\langle uvw \rangle} = g, \quad (4.5)$$

то система (4.4) позволит однозначно находить весовые доли пяти и более компонентных текстур. Другими словами, если компонент текстуры больше четырех, система (4.4) имеет бесконечное множество решений, что дает большой простор для выбора оптимального варианта путем наложения различных условий типа (4.5).

В табл. 4.2 приведены результаты расчета на ПЭВМ вариантов четырехкомпонентных текстур по заданным ориентационным факторам. Блок-схема программы расчета приведена на рис. 4.1.

В табл. 4.3 представлены расчетные значения параметров Δ_i^* , варианты наборов идеальных ориентировок и их весовые доли, обеспечивающие в листах из А199 трансверсально-изотропные свойства с различной величиной показателя анизотропии $\bar{\mu}$.

4.3. Примеры формирования текстуры и анизотропии свойств при прокатке

Для реализации задачи формирования в листах заданной анизотропии свойств необходимо, основываясь на разработанных теоретических положениях, выполнить следующее:

1. По заданным значениям показателей анизотропии μ_{ij} и характеристическому параметру Q выбранного материала вычислить по формулам (4.2) требуемые значения ориентационных факторов текстуры Δ_i^* .

2. По рассчитанным значениям Δ_i^* , решая систему (4.4), определить необходимые типы идеальных ориентировок $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ и их весовые доли, т. е. рассчитать состав текстуры.

3. Выбрать схемы прокатки и режимы термообработки, обеспечивающие образование в составе текстуры расчетного количества требуемых ориентировок и их весовых долей.

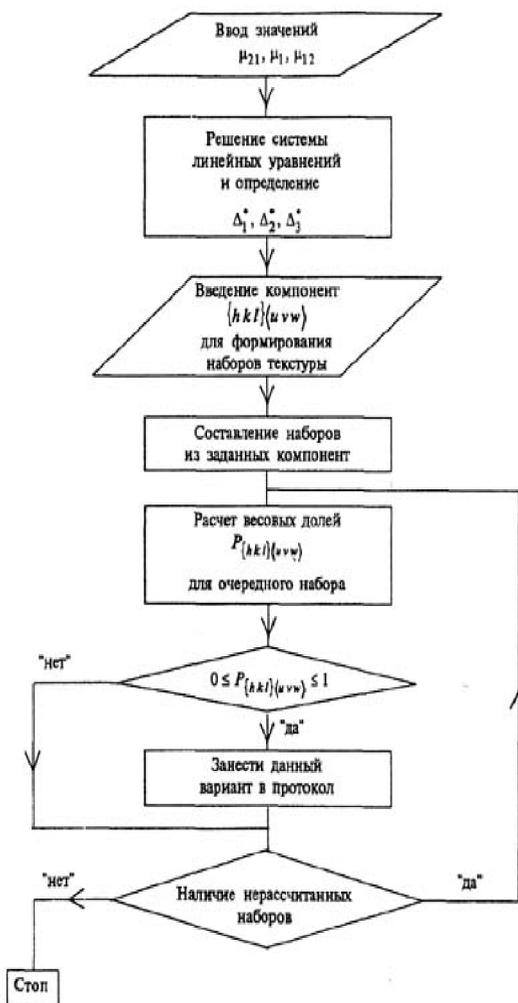


Рис 4.1. Блок-схема программы расчета вариантов многокомпонентной текстуры

Таблица 4.2. Ориентационные факторы и соответствующие им варианты кристаллографических текстур

Ориентационные факторы			Варианты текстур	
Δ_1	Δ_2	Δ_3	Идеальные ориентировки	Весовые доли
0,125	0,2	0,25	{011}<001>	0,517
			{011}<011>	0,228
			{233}<133>	0,177
			{139}<123>	0,078
			{011}<001>	0,460
			{123}<135>	0,345
			{233}<133>	0,135
			{139}<123>	0,059
			{011}<001>	0,468
			{011}<011>	0,223
			{233}<023>	0,214
			{139}<123>	0,094
0,19	0,26	0,13	{139}<123>	0,404
			{011}<001>	0,24
			{001}<011>	0,236
			{112}<011>	0,12
			{001}<011>	0,476
			{123}<139>	0,397
			{112}<011>	0,12
			{139}<123>	0,076
			{139}<123>	0,404
			{011}<001>	0,24
			{011}<112>	0,12
0,28	0,16	0,21	{113}<233>	0,516
			{011}<011>	0,36
			{111}<112>	0,096
			{123}<139>	0,027
			{113}<233>	0,430
			{011}<011>	0,360
			{112}<111>	0,142
			{123}<139>	0,068
			{112}<111>	0,437
			{001}<011>	0,160
			{123}<139>	0,043

Таблица 4.3. Состав текстуры, обеспечивающий трансверсально-изотропные свойства листов А199

Показатель анизотропии $\bar{\mu}$	Значения параметров текстуры			Компонент текстуры	Весовые доли
	Δ_1	Δ_2	Δ_3		
0,40	0,250	0,250	0,099	{139}<123>	0,526684
	0,0	0,0	0,0	{001}<001>	0,387829
	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,080746
	0,250	0,0	0,250	{011}<011>	0,004741
0,45	0,099	0,169	0,090	{013}<139>	0,489531
	0,250	0,250	0,099	{139}<123>	0,243349
	0,250	0,0	0,250	{011}<011>	0,144689
	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,122432
0,50	0,099	0,169	0,090	{013}<139>	0,393282
	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,388825
	0,250	0,0	0,250	{011}<011>	0,133297
	0,250	0,250	0,099	{139}<123>	0,084596
0,55	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,376481
	0,099	0,250	0,250	{123}<139>	0,272175
	0,250	0,0	0,250	{011}<011>	0,186609
	0,250	0,250	0,099	{139}<123>	0,164735
0,60	0,213	0,277	0,316	{233}<023>	0,368885
	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,367018
	0,211	0,090	0,250	{123}<135>	0,239910
	0,250	0,250	0,099	{139}<123>	0,024187
0,65	0,250	0,250	0,333	{111}<011>	0,986772
	0,274	0,289	0,316	{233}<133>	0,007015
	0,213	0,277	0,316	{233}<023>	0,004603
	0,250	0,0	0,250	{011}<011>	0,001610

Другими словами, выбрав металл по параметру Q , необходимо затем сформировать в нем расчетное количество компонент текстуры, обеспечивающее заданные значения μ_{ij} . В идеальном случае для проверки данной методики достаточно было бы прокатанный с заданным набором идеальных ориентировок лист испытать на анизотропию и сравнить полученные значения μ_{ij} с заданными.

Однако современное состояние теории текстурообразования и технологии листопркатного производства пока еще не позволяет непосредственно реализовать подобные эксперименты.

В связи с этим экспериментальные исследования формирования состава текстуры и его видоизменений в условиях существующего производства осуществлялись путем определения компонент текстуры и их весовых долей на различных стадиях процесса прокатки листов, что тоже позволило косвенно оценить возможность получения в листах заданных характеристик анизотропии. Затем на основе установленных в текстуре проката наборов идеальных ориентировок определялись параметры Δ_i , а по формулам (3.4) вычислялись расчетные значения коэффициентов μ_{ij} . Параллельно на этих же стадиях производства определялись экспериментальные значения показателей анизотропии μ_{ij} путем механических испытаний образцов на растяжение. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений коэффициентов анизотропии на различных стадиях прокатки позволит оценить возможность практической реализации разработанных теоретических положений.

Для исследований были выбраны 6 слэбов из сплава АМЦ и алюминия А199 толщиной 400 мм. Схема прокатки, время гомогенизации, температура нагрева и степень обжата представлены на рис. 4.2. Скорость прокатки в последней клетке составляла 180 м/мин. Остальные параметры соответствовали общепринятой технологии прокатки.

Для исследования изменения состава текстуры и показателей анизотропии свойств полуфабрикатов на каждой стадии отбирали образцы для определения преимущественных кристаллографических ориентировок и соответствующих им показателей анизотропии. Компоненты текстуры исследовали на дифрактометре ДРОН-2 с гониометрической приставкой ГП-4, а показатели анизотропии вычислялись по выражению (3.4), а также определялись путем механических испытаний образцов на растяжение.

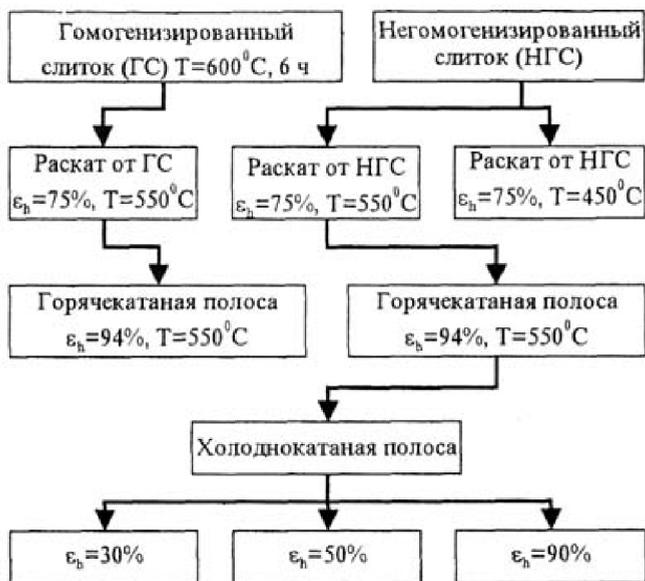


Рис. 4.2. Схема опытной прокатки слитков

По результатам рентгеновских измерений определяли полюсные плотности для образцов на каждой стадии прокатки и строили обратные полюсные фигуры (ОПФ), примеры которых представлены на рис. 4.3 и 4.4. Результаты обработки полюсных фигур и расчетные значения идеальных ориентировок и их весовых долей у исследуемых сплавов представлены в табл. 4.4.

Как следует из табл. 4.4, в раскате сплава АМЦ наблюдается неоднородность текстуры по толщине. Для центрального слоя негомогенизированного сляба характерны идеальные ориентировки $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{233\}\langle 133\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$. В поверхностном слое преобладают ориентировки типа $\{127\}\langle 123\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{100\}\langle 100\rangle$. На текстуру существенно влияет состояние слитка перед прокаткой. Так, в центральном слое раската, полученного из негомогенизированного сляба, наблюдаются преимущественно ориентировки $\{133\}\langle 110\rangle$, $\{133\}\langle 233\rangle$, $\{124\}\langle 123\rangle$, а в центральном слое из гомогенизированного сляба – $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{233\}\langle 133\rangle$, $\{110\}\langle 110\rangle$.

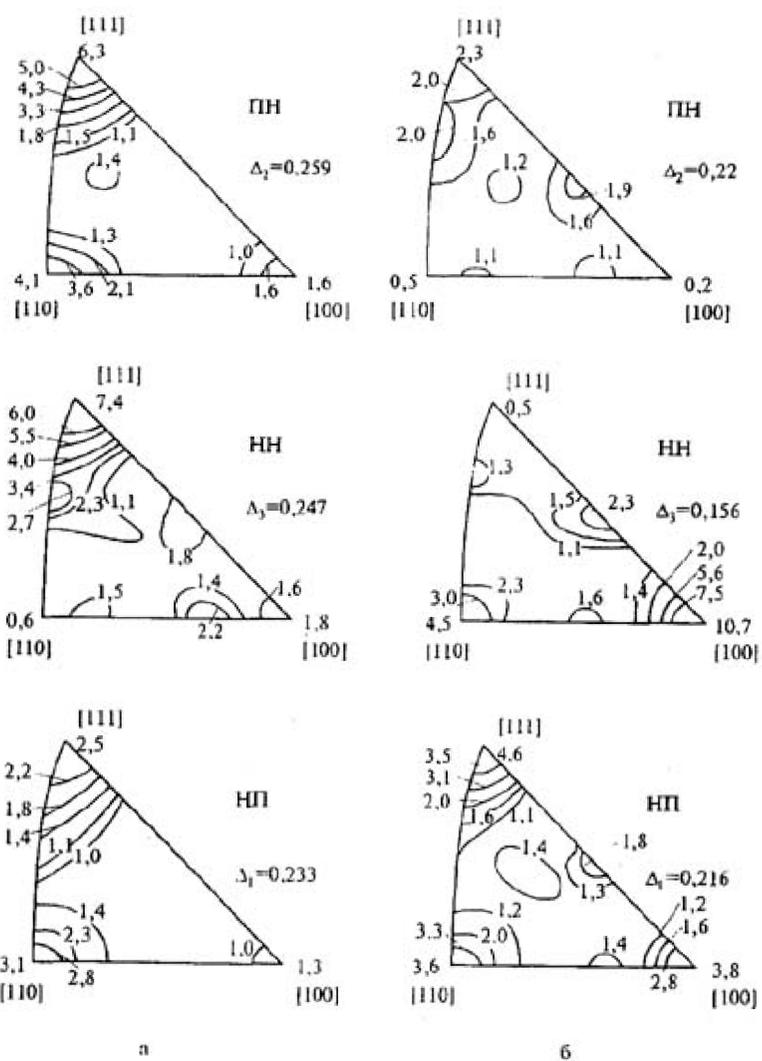


Рис. 4.3. Обратные полюсные фигуры горячекатаной заготовки (а) ($s = 6$ мм) и холоднокатаного листа (б) ($s = 1,2$ мм) из сплава АМЦ

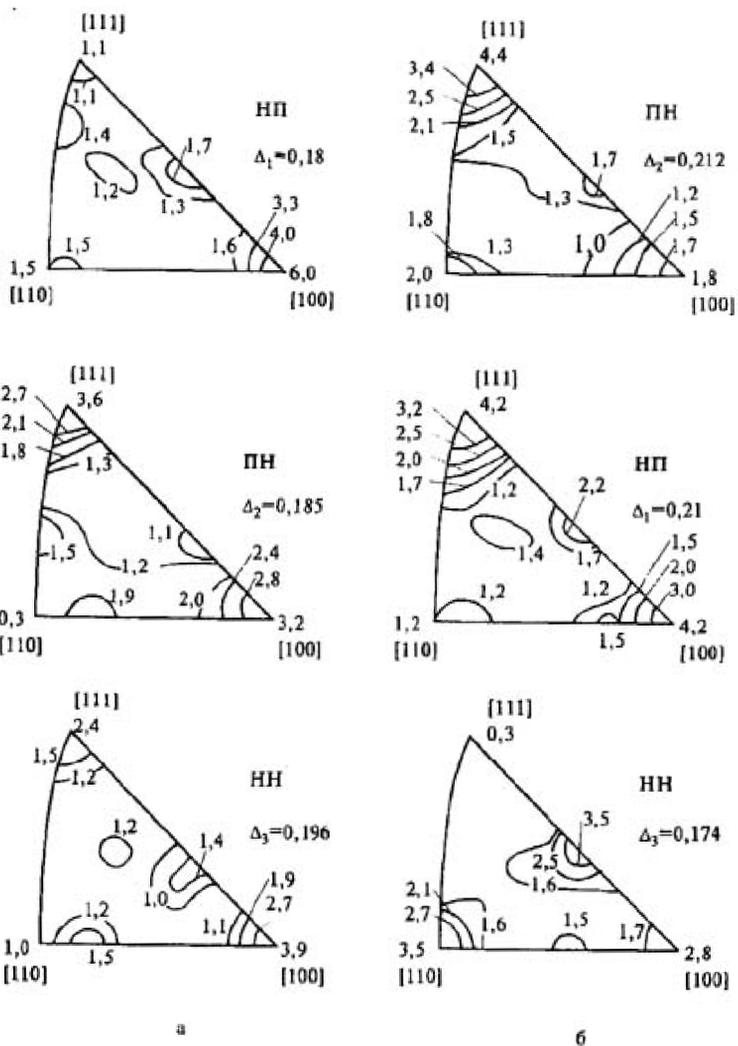


Рис. 4.4. Обратные полюсные фигуры горячекатаной заготовки (а) ($s=10$ мм) и холоднокатаного листа (б) ($s=3$ мм) из Al99

**Таблица 4.4. Преимущественные ориентировки
исследуемых полуфабрикатов**

Сплав	Образец	Основные идеальные ориентировки	Весовые доли	Показатели анизотропии		
				μ_{21}	μ_1	μ_{12}
1	2	3	4	5	6	7
АМц	СЛИТОК, гомогенизированный, поверхность	{321}<139>	0,115	0,5	0,48	0,715
		{110}<332>	0,0975	0,663	0,561	0,425
		{332}<203>	0,0854	0,55	0,603	0,659
		{210}<125>	0,0742	0,401	0,484	0,523
		{931}<123>	0,0624	0,284	0,523	0,284
		{310}<135>	0,0572	0,294	0,503	0,326
АМц	СЛИТОК, гомогенизированный, центр	{931}<123>	0,1664	0,284	0,523	0,284
		{321}<111>	0,1032	0,5	0,614	0,38
		{521}<012>	0,086	0,378	0,489	0,476
		{100}<010>	0,078	0,5	0,142	0,5
		{311}<233>	0,073	0,336	0,57	0,272
		{110}<001>	0,0624	0,5	0,391	0,857
АМц	СЛИТОК, негомогенизированный, поверхность	{123}<931>	0,1456	0,5	0,48	0,715
		{110}<001>	0,078	0,5	0,391	0,857
		{531}<231>	0,0728	0,673	0,462	0,462
		{533}<332>	0,0715	0,579	0,621	0,459
		{210}<001>	0,0688	0,5	0,29	0,681
		{311}<125>	0,066	0,469	0,441	0,516
АМц	СЛИТОК, негомогенизированный, центр	{321}<139>	0,138	0,5	0,48	0,715
		{320}<233>	0,0915	0,386	0,602	0,34
		{521}<113>	0,0792	0,452	0,447	0,483
		{953}<132>	0,0792	0,446	0,571	0,463
		{332}<203>	0,0732	0,55	0,603	0,659
		{100}<010>	0,0704	0,5	0,142	0,5
АМц	РАСКАТ гомогенизированного сляба T=550 °С, поверхность	{124}<123>	0,1664	0,414	0,552	0,414
		{139}<123>	0,138	0,284	0,583	0,284
		{100}<110>	0,1209	0,142	0,5	0,142
		{110}<233>	0,1053	0,663	0,561	0,425
		{230}<233>	0,0915	0,386	0,602	0,340
		{123}<139>	0,089	0,5	0,480	0,715
АМц	РАСКАТ гомогенизированного сляба T=550 °С, центр	{139}<123>	0,104	0,284	0,523	0,284
		{233}<133>	0,0949	0,541	0,640	0,567
		{110}<110>	0,0663	0,857	0,391	0,5
		{130}<139>	0,066	0,421	0,387	0,489
		{113}<233>	0,0657	0,336	0,570	0,272
		{125}<311>	0,044	0,452	0,447	0,483
АМц	РАСКАТ негомогенизированного сляба T=550 °С, поверхность	{139}<134>	0,1326	0,284	0,523	0,284
		{130}<123>	0,1144	0,326	0,503	0,294
		{113}<110>	0,1095	0,272	0,570	0,336
		{123}<135>	0,0624	0,705	0,441	0,537
		{100}<110>	0,0612	0,142	0,5	0,142
		{125}<120>	0,0495	0,378	0,489	0,476

Продолжение табл. 4.4

1	2	3	4	5	6	7
АМц	РАСКАТ негомогенизированного сляба T=550 °С, центр	{133}<110>	0,1053	0,819	0,447	0,522
		{133}<233>	0,1014	0,474	0,635	0,432
		{124}<123>	0,0988	0,414	0,552	0,414
		{110}<233>	0,0739	0,663	0,561	0,425
		{110}<100>	0,0704	0,5	0,391	0,857
		{113}<233>	0,0294	0,336	0,570	0,272
АМц	РАСКАТ негомогенизированного сляба T=450 °С, поверхность	{139}<123>	0,1248	0,284	0,523	0,284
		{100}<110>	0,1092	0,142	0,5	0,142
		{100}<100>	0,0918	0,5	0,142	0,5
		{110}<111>	0,0819	0,5	0,614	0,380
		{233}<113>	0,0792	0,574	0,551	0,727
		{233}<230>	0,0732	0,550	0,603	0,659
АМц	РАСКАТ негомогенизированного сляба T=450 °С, центр	{100}<100>	0,1276	0,5	0,142	0,5
		{139}<123>	0,104	0,284	0,523	0,284
		{113}<233>	0,1012	0,336	0,570	0,272
		{233}<113>	0,0657	0,574	0,551	0,727
		{126}<124>	0,0646	0,413	0,458	0,404
		{110}<100>	0,0585	0,5	0,391	0,857
АМц	ГОРЯЧЕКАТАНАЯ ПОЛЮСА гомогенизированного сляба T = 550 °С	{100}<100>	0,0968	0,5	0,142	0,5
		{113}<233>	0,0968	0,336	0,570	0,272
		{123}<139>	0,0936	0,5	0,480	0,715
		{139}<123>	0,0832	0,284	0,523	0,284
		{233}<230>	0,0671	0,550	0,603	0,659
		{233}<110>	0,0507	0,727	0,551	0,574
АМц	ГОРЯЧЕКАТАНАЯ ПОЛЮСА гомогенизированного сляба T=450 °С	{233}<110>	0,1506	0,727	0,551	0,574
		{100}<100>	0,1343	0,5	0,142	0,5
		{123}<139>	0,115	0,5	0,480	0,715
		{112}<111>	0,065	0,5	0,614	0,380
		{111}<123>	0,0624	0,619	0,619	0,619
		{110}<111>	0,0546	0,5	0,614	0,380
АМц	ХОЛОДНОКАТАНЫЙ ЛИСТ негомогенизированного сляба, T=550 °С, $\varepsilon_h = 30\%$	{100}<100>	0,1364	0,5	0,142	0,5
		{100}<110>	0,0936	0,142	0,5	0,142
		{139}<123>	0,0936	0,284	0,523	0,284
		{113}<233>	0,088	0,336	0,570	0,272
		{230}<223>	0,0854	0,536	0,558	0,387
		{110}<533>	0,0546	0,5	0,614	0,380
АМц	ХОЛОДНОКАТАНЫЙ ЛИСТ негомогенизированного сляба, T = 550 °С, $\varepsilon_h = 50\%$	{100}<110>	0,11	0,142	0,5	0,142
		{113}<233>	0,1056	0,336	0,570	0,272
		{123}<111>	0,0832	0,5	0,614	0,380
		{233}<133>	0,0657	0,541	0,640	0,567
		{110}<111>	0,0624	0,5	0,614	0,380
		{139}<123>	0,052	0,284	0,523	0,284
АМц	ХОЛОДНОКАТАНЫЙ ЛИСТ негомогенизированного сляба, T=550 °С, $\varepsilon_h = 90\%$	{123}<139>	0,1352	0,5	0,480	0,715
		{100}<100>	0,1044	0,5	0,142	0,5
		{233}<110>	0,073	0,727	0,551	0,575
		{139}<123>	0,0728	0,284	0,523	0,284
		{113}<125>	0,0636	0,548	0,384	0,514
		{359}<130>	0,0616	0,549	0,401	0,658

1	2	3	4	5	6	7
A99	СЛИТОК гомогенизированный, поверхность	{110}<233>	0,3812	0,663	0,561	0,425
		{123}<139>	0,2908	0,5	0,48	0,715
		{139}<123>	0,1453	0,284	0,523	0,284
		{100}<100>	0,0702	0,5	0,142	0,5
		{120}<125>	0,0642	0,401	0,484	0,523
		{130}<135>	0,0482	0,294	0,503	0,326
A99	СЛИТОК гомогенизированный, центр	{120}<112>	0,5385	0,524	0,434	0,402
		{123}<139>	0,2313	0,5	0,48	0,715
		{110}<111>	0,1457	0,5	0,614	0,38
		{113}<125>	0,0694	0,548	0,384	0,514
		{135}<123>	0,0081	0,673	0,462	0,462
		{100}<100>	0,0071	0,5	0,142	0,5
A99	РАСКАТ гомогенизированного сляба, поверхность	{139}<123>	0,3034	0,284	0,523	0,284
		{100}<110>	0,3033	0,142	0,5	0,142
		{100}<100>	0,2184	0,5	0,142	0,5
		{110}<100>	0,1686	0,5	0,391	0,857
		{126}<124>	0,0045	0,415	0,458	0,404
		{124}<123>	0,0019	0,414	0,552	0,414
A99	РАСКАТ гомогенизированного сляба, центр	{130}<139>	0,3270	0,421	0,387	0,489
		{139}<123>	0,2981	0,284	0,523	0,284
		{100}<100>	0,1959	0,5	0,142	0,5
		{233}<133>	0,1689	0,541	0,640	0,567
		{100}<110>	0,0073	0,142	0,5	0,142
		{110}<100>	0,0028	0,5	0,391	0,857
A99	ГОРЯЧЕКАТАНАЯ ПОЛОСА, S = 10 мм	{100}<010>	0,1056	0,5	0,142	0,5
		{139}<321>	0,104	0,284	0,523	0,284
		{320}<001>	0,0915	0,5	0,347	0,775
		{125}<311>	0,0742	0,452	0,447	0,483
		{331}<323>	0,0624	0,474	0,635	0,432
		{311}<233>	0,0616	0,336	0,57	0,272
A99	ХОЛОДНОКАТАНЫЙ ЛИСТ, S = 3 мм	{110}<332>	0,1365	0,663	0,561	0,425
		{100}<010>	0,1232	0,5	0,142	0,5
		{139}<321>	0,115	0,284	0,523	0,284
		{123}<153>	0,1035	0,705	0,441	0,537
		{211}<111>	0,1008	0,499	0,614	0,38
		{311}<011>	0,0864	0,272	0,57	0,336
A99	ХОЛОДНОКАТАНЫЙ ЛИСТ, S = 0,3 мм	{100}<010>	0,154	0,5	0,142	0,5
		{311}<233>	0,1404	0,336	0,57	0,272
		{135}<132>	0,1106	0,673	0,462	0,462
		{110}<111>	0,1104	0,5	0,614	0,38
		{123}<931>	0,092	0,5	0,48	0,715
		{332}<203>	0,0915	0,55	0,603	0,659

Сравнивая компоненты текстуры раската, полученные при 450 и 550 °С, следует отметить, что более высокая температура прокатки способствует образованию более четкой текстуры. Об этом свидетельствует меньшее количество преимущественных ориентировок в раскате, прокатанном при 550 °С, и более высокие их весовые

доли. Отличается и набор ориентировок. Так, в раскате, полученном при 450 °С, появилась сильная ориентировка $\{100\}\langle 100\rangle$. Соответственно изменяются и показатели анизотропии (см. табл. 4.4). Максимальные значения μ_{ij} наблюдаются там, где преобладают доли таких ориентировок, как $\{110\}\langle 110\rangle$, $\{123\}\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 100\rangle$, $\{111\}\langle 123\rangle$, $\{123\}\langle 135\rangle$, $\{123\}\langle 134\rangle$. Если в материале преобладают ориентировки типа $\{100\}\langle 100\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{139\}\langle 134\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 233\rangle$, то, как видно из табл. 4.4, показатели μ_{ij} принимают минимальные значения. Выравниванию коэффициентов анизотропии в плоскости проката способствуют ориентировки $\{111\}\langle 123\rangle$, $\{130\}\langle 139\rangle$, $\{233\}\langle 230\rangle$, $\{233\}\langle 133\rangle$, $\{125\}\langle 113\rangle$, $\{124\}\langle 123\rangle$, тогда как ориентировки $\{100\}\langle 100\rangle$, $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{139\}\langle 134\rangle$, $\{133\}\langle 110\rangle$, $\{123\}\langle 135\rangle$, $\{230\}\langle 233\rangle$ вызывают усиление плоскостной анизотропии свойств. Дальнейшая деформация раската в непрерывной группе со степенью обжатия $\varepsilon_h = 94\%$ приводит к исчезновению ориентировок $\{111\}\langle 110\rangle$ и преобладанию $\{100\}\langle 100\rangle$ в полосе из гомогенизированного слитка.

В полосе из негомогенизированного слитка кроме ориентировки $\{100\}\langle 001\rangle$ присутствуют также сильные ориентировки $\{112\}\langle 111\rangle$ и $\{233\}\langle 110\rangle$. В соответствии с этим изменяются и показатели анизотропии. Так, у горячекатаных полос из гомогенизированного слитка коэффициент μ_1 меньше μ_{21} и μ_{12} , тогда как в горячекатаных полосах из негомогенизированного слитка картина обратная.

Холодная прокатка со степенью обжатия $\varepsilon_h = 30\%$ приводит к появлению ориентировок $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$, которые способствуют снижению μ_{21} и μ_{12} по сравнению с μ_1 .

При холодной прокатке со степенью обжатия $\varepsilon_h = 90\%$ увеличиваются весовые доли ориентировок $\{100\}\langle 001\rangle$ и $\{123\}\langle 139\rangle$, появляется сильная ориентировка $\{123\}\langle 110\rangle$. В результате этого

уменьшается разница между показателями анизотропии в плоскости листа и понижается значение μ_1 .

Аналогичная взаимосвязь между преимущественными ориентировками и показателями анизотропии наблюдается и у листов из алюминия А199 (см. табл. 4.4).

Чтобы сопоставить расчетные коэффициенты μ_{ij}^p идеальных ориентировок, сформировавшихся в листах (табл. 4.4), с коэффициентами μ_{ij}^g материала, определенными экспериментально на тех же этапах обработки, проведены расчеты их величин как по формулам (3.4), так и на основе испытаний образцов на растяжение. Результаты расчетов совместно с данными механических испытаний приведены в табл. 4.5.

Сопоставляя данные табл. 4.4 и 4.5, необходимо отметить следующее:

1. Показатели анизотропии в различных направлениях монокристалла алюминия (соответствующие различным идеальным ориентировкам) изменяются в значительно больших пределах: ($\mu_{ij} = 0,143-0,857$, чем в реальном текстурированном листе, где $\mu_{ij} = 0,29-0,55$ для сплава АМЦ и $\mu_{ij} = 0,26-0,58$ для А199).

2. Одни и те же или близкие величины μ_{ij} могут быть получены при различных сочетаниях кристаллографических ориентировок.

Например, в АМЦ значениям $\mu_{21} = 0,58$, $\mu_1 = 0,54$, $\mu_{12} = 0,5$ соответствуют как ориентировки $\{123\}\langle 112\rangle$, так и $\{112\}\langle 123\rangle$; значениям $\mu_{21} = \mu_1 = \mu_{12} = 0,619$ соответствуют ориентировки $\{111\}\langle 112\rangle$ и $\{111\}\langle 123\rangle$.

3. В листах сплава АМЦ и алюминия А199 реально присутствуют кристаллографические ориентировки, дающие как максимальные, так и минимальные значения коэффициентов μ_{ij} .

Таблица 4.5. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений показателей анизотропии исследуемых полуфабрикатов

Исследуемый материал		Показатели анизотропии μ_{ij}					
		определены по теоретическим зависимостям			определены методом механических испытаний		
		μ_{21}	μ_{11}	μ_{12}	μ_{21}	μ_{11}	μ_{12}
Сплав АМЦ							
Раскат гомом. сл. T=550 °C	поверх.	0,410	0,528	0,365	0,338	0,416	0,466
	центр	0,493	0,518	0,433	0,428	0,516	0,466
Раскат негом. сл. T = 550 °C	поверх.	0,388	0,503	0,377	0,271	0,451	0,277
	центр	0,406	0,533	0,443	0,324	0,544	0,494
Раскат негом. сл. T = 450 °C	поверх.	0,524	0,494	0,470	0,494	0,397	0,402
	центр	0,461	0,479	0,472	0,349	0,407	0,450
Горячекатаная полоса гомог. сляба T=550 °C		0,510	0,487	0,506	0,371	0,354	0,372
Горячекатаная полоса гомог. сляба T=550 °C		0,466	0,537	0,471	0,416	0,433	0,574
Холоднокатаный лист $\epsilon_h=30\%$		0,382	0,518	0,359	0,241	0,567	0,417
Холоднокатаный лист $\epsilon_h=50\%$		0,382	0,552	0,341	0,245	0,541	0,434
Холоднокатаный лист $\epsilon_h=90\%$		0,495	0,493	0,507	0,371	0,463	0,443
А99							
Горячекатаная полоса гомогенизир. сляба, T = 460 °C, S = 10 мм		0,516	0,471	0,523	0,462	0,430	0,418
Холоднокатаный лист S = 3 мм		0,422	0,483	0,444	0,394	0,460	0,452
Холоднокатаный лист S = 0,6 мм		0,470	0,508	0,474	0,460	0,489	0,405

Следовательно, для получения требуемых значений показателей анизотропии в листах необходимо стремиться к увеличению весовых долей соответствующих ориентировок. Так, в исследованных горячекатаных листах АМЦ ориентировки $\{123\}\langle 139\rangle$, $\{111\}\langle 123\rangle$, $\{110\}\langle 100\rangle$ способствуют увеличению μ_{ij} , а ориен-

тировки $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$ – их уменьшению. Для создания трансверсальной изотропии необходимо увеличивать весовые доли ориентировок $\{111\}\langle 123\rangle$, $\{233\}\langle 230\rangle$, $\{233\}\langle 133\rangle$ и уменьшать доли ориентировок $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{139\}\langle 123\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$. Как видно из табл. 4.4, аналогичные примеры можно привести и для листов из Al99.

В целом проведенные исследования формирования компонент текстуры и показателей анизотропии на основных стадиях прокатки, сопоставление расчетных и экспериментальных значений μ_{ij} подтверждают принципиальную возможность формирования в листах заданных значений показателей анизотропии.

4.4. Вопросы для самоконтроля

1. Какие из показателей пластической анизотропии являются основными при расчете свойств листовых материалов и почему?
2. Какое условие нормировки используется при расчете многокомпонентной текстуры?
3. Какие значения могут принимать весовые доли реальных текстурных компонент?
4. Перечислите основные этапы расчета вариантов многокомпонентной текстуры, обеспечивающей требуемую анизотропию свойств.
5. В чем отличие расчета четырех- и пятикомпонентных текстур?
6. Какое максимальное число компонент может быть при расчете весовых долей многокомпонентной текстуры?
7. Сколько вариантов может быть при расчете многокомпонентной текстуры? От чего зависит их количество?
8. Как определяются ориентационные факторы текстурных компонент?
9. Какие ОПФ требуются для расчета многокомпонентной текстуры по заданным показателям анизотропии?

ГЛОССАРИЙ

Анизотропия – зависимость каких-либо свойств материала от рассматриваемого в нем направления. В данном пособии под анизотропией понимается анизотропия физико-механических свойств, в том числе упругих и пластических.

Весовая доля кристаллографической ориентировки – удельный вес данной ориентировки в общем объеме, определяется как произведение полюсной плотности ориентировки на ее объемную фракцию.

Изотропия – в противоположность анизотропии, обозначает независимость каких-либо свойств от рассматриваемого направления.

Индексы Миллера – система индексов и обозначений, широко применяющаяся в кристаллографии для обозначения кристаллографических направлений и плоскостей.

Коэффициенты Пуассона – являются показателями пластической анизотропии и представляют собой взятое со знаком минус отношение поперечной упругой деформации к продольной при одноосном растяжении образца.

Кристаллографическая текстура – преимущественная ориентация кристаллитов в поликристаллическом материале в определенных направлениях.

Направляющие косинусы – определяют направление в декартовой системе координат, представляют собой косинусы углов определяемого направления с координатными осями.

Объемная фракция кристаллографической ориентировки – условный объем ОПФ, отнесенный к данной ориентировке, который зависит от способа разбиения.

Ориентационный фактор кристаллографической ориентировки – характеристика ориентировки, может быть рассчитана как по направляющим косинусам, так и по индексам Миллера.

Обратная полюсная фигура (ОПФ) – графическое изображение вероятности совпадения направлений в кристалле с определенным направлением в образце.

Ориентационные факторы текстуры – параметры, представляющие статистическое осреднение квадратичной формы направляющих косинусов кристаллитов, составляющих поликристаллический материал и интегрально характеризующих кристаллографическую текстуру.

Ортотропность – свойство симметрии, предполагающее наличие трех взаимно перпендикулярных плоскостей симметрии.

Показатели пластической анизотропии – представляют собой взятое со знаком минус отношение поперечной пластической деформации к продольной при одноосном растяжении образца.

Полюсная плотность кристаллографической ориентировки – вероятность ее совпадения с определенным направлением в образце, определяется по данным ОПФ.

Полюсная фигура (ПФ) – графическое изображение вероятности совпадения направлений в образце с определенным направлением в кристалле.

Пропорциональность девиаторов – принцип пропорциональности упругого и пластического материальных девиаторов, установленный для материалов изотропных относительно гидростатического давления и при условии простого нагружения.

Трансверсальная изотропность – свойство симметрии предполагающее наличие плоскости изотропии.

Транстропность – то же, что и трансверсальная изотропность.

Углы Элера – лежат в основе системы описания и определения направлений в декартовой системе координат при помощи трех углов.

ФРО – функция распределения зерен по ориентациям, наиболее полно описывает кристаллографическую текстуру.

Характеристический параметр монокристалла – выражается через отношение как упругих, так и пластических констант монокристалла и характеризует свойства монокристалла в различных математических моделях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мортон, К. Смит. Основы физики металлов / К. Смит Мортон – М. : Металлургиздат, 1952. – 456 с.
2. Манасевич, А. Д. Физические основы напряжённого состояния и прочности металлов / А. Д. Манасевич. – М. : Машгиз, 1962. – 197 с.
3. Головин, С. А. Микропластичность и усталость металлов / С. А. Головин, А. Пушкар А. – М. : Металлургия, 1980. – 240 с.
4. Гречихин, Л. И. Физика наночастиц и нанотехнологий / Л. И. Гречихин. – Минск : УП «Технопринт», 2004. – 399 с.
5. Оводенко, М. Б. Прокатка алюминиевых сплавов / М. Б. Оводенко, В. И. Копнов, Ф. В. Гречников. – М. : Металлургия, 1992. – 270 с.
6. Васильев, А. С., Напряжённое формирование свойств изделий машиностроения / А. С. Васильев, А. М. Дальский, Ю. М. Золотаревский, А. И. Кондаков. – М. : Машиностроение, 2005. – 352 с.
7. Арышенский, Ю. М. Получение рациональной анизотропии в листах / Ю. М. Арышенский, Ф. В. Гречников, В. Ю. Арышенский ; под ред. Ф. В. Гречникова. – М. : Металлургия, 1987. – 141 с.
8. Адамеску, Р. А. Анизотропия физических свойств металлов / Р. А. Адамеску, П. В. Гельд, Е. А. Митюшов. – М. : Металлургия, 1985. – 136 с.
9. Вишняков, Я. Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко. – М. : Металлургия, 1985. – 136 с.
10. Смирнов, В. С. Текстуобразование металлов при прокатке / В. С. Смирнов, В. Д. Дурнев. – М. : Металлургия, 1971. – 256 с.

Учебное издание

Гречников Федор Васильевич, **Зайцев** Вадим Михайлович,
Михеев Владимир Александрович

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
ТЕКСТУРНОЙ МОРФОЛОГИИ
ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОКАТЕ**

Учебное пособие

Технический редактор *И. П. Попов*
Редакторская обработка *О. Ю. Дьяченко*
Корректорская обработка *И. И. Проломова*
Доверстка *О. Ю. Дьяченко*

Подписано в печать 15.12.06. Формат 60x84 1/16
Бумага офсетная. Печать офсетная
Усл. печ. л. 6,51. Усл. кр.-отт. 6,63. Печ. л. 7,0
Тираж 50 экз. Заказ ИП-36/2006

Самарский государственный аэрокосмический университет
443086, Самара, Московское шоссе, 34

Изд-во Самарского государственного аэрокосмического университета
443086, Самара, Московское шоссе, 34

