

Министерство образования и науки Украины

Государственное учреждение

"Южно-украинский национальный педагогический университет

имени К.Д.Ушинского"

На правах рукописи

**Смирнова Светлана Васильевна**

УДК 669-176+669.721.5:620.177.3+539.32+539.424

**ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ С ИДЕАЛЬНЫМ  
СООТНОШЕНИЕМ  $c/a$ .**

Специальность 01.04.07 – Физика твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Научный руководитель –

Шкатуляк Наталья Михайловна

кандидат физико-математических наук,

доцент

Одесса-2016

## ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ

- ЗИ – знакопеременный изгиб;
- РЗМ – редкоземельные металлы;
- ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;
- ГПУ – гексагональная плотно упакованная;
- ГЦК – гранецентрированная кубическая;
- ОЦК – объемно центрированная кубическая;
- НП – направление прокатки;
- НЭ – направление экструзии;
- ПН – поперечное направление;
- НН – направление нормали;
- ДН – диагональное направление;
- ПФ – полюсная фигура;
- ППФ – прямая полюсная фигура;
- ОПФ – обратная полюсная фигура;
- ФРО – функция распределения ориентаций;
- ИХТ – интегральные характеристики текстуры;
- КНС – критические напряжения сдвига;
- $\varepsilon_{ij}$  – компоненты симметричного тензора деформаций;
- $\sigma_{ij}$  – компоненты симметричного тензора напряжений;
- $S_{ijkl}$  и  $S_{ij}$  – компоненты симметричного тензора упругих податливостей монокристалла;

## СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ.....	2
ВВЕДЕНИЕ.....	5
РАЗДЕЛ 1. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ.....	14
1.1. Механизмы пластической деформации и отношение $c/a$ .....	14
1.2. Текстура и ее описание.....	24
1.3. Текстуры деформации ГПУ поликристаллов.....	40
1.4. Текстура и анизотропия свойств ГПУ поликристаллов.....	44
Выводы к разделу 1.....	48
РАЗДЕЛ 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	52
2.1. Материалы и их подготовка для исследования.....	52
2.2. Измерение механических характеристик.....	53
2.3. Исследования текстуры и микроструктуры.....	55
2.4. Определение упругих констант монокристалла.....	57
Выводы к разделу 2.....	60
РАЗДЕЛ 3. ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕКСТУРУ, МИКРОСТРУКТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ СВОЙСТВ СПЛАВОВ МАГНИЯ С ОТНОШЕНИЕМ $c/a$ БЛИЗКИМ К ИДЕАЛЬНОМУ...62	62
3.1. Влияние деформации прокаткой и экструзией на текстуру и микроструктуру сплавов магния ZE10 и Mg-5% Li.....	62
3.2. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру, микроструктуру и анизотропию свойств сплава ZE10.....	69
3.3. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру, микроструктуру и анизотропию свойств сплава Mg-5% Li.....	81
Выводы к разделу 3.....	96
РАЗДЕЛ 4. УПРУГИЕ КОНСТАНТЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ	

МАГНИЯ С ОТНОШЕНИЕМ $c/a$ БЛИЗКИМ К ИДЕАЛЬНОМУ ЗНАЧЕНИЮ.....	98
4.1. Закон Гука и упругие константы монокристалла.....	98
4.2. Упругие константы монокристалла сплава магния ZE10.....	100
4.3. Упругие константы монокристалла сплава магния Mg – 5 % Li.....	106
Выводы к разделу 4.....	111
ВЫВОДЫ.....	112
ЛИТЕРАТУРА.....	114

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы.** Исторически классификация ГПУ - металлов основана на значении отношения  $c/a$  ( $a$  и  $c$  являются параметрами решетки). В основе этой классификации лежит модель плотноупакованной решетки состоящей из атомов в виде соприкасающихся шаров. В такой модели идеальное значение  $c/a = 1,633$ . Согласно этой классификации ГПУ - металлы разделяют на три класса: 1)  $c/a < 1,633$  (Ti, Zr, Hf; Be и т.д.) 2)  $c/a \approx 1,633$  (Mg, Co) 3)  $c/a > 1,633$  (Zn, Cd) [1].

Выбор геометрического фактора ( $\gamma = c/a$ ) в качестве одного из основных критериев классификации ГПУ - металлов связан с тем фактом, что от отношения  $c/a$  зависят отношения плотности атомов в разных направлениях и в разных плоскостях. Это отношение в значительной мере предопределяет плоскость первичного скольжения, систему двойникования и, как следствие, тип кристаллографической текстуры [1]. Так, в металлах, имеющих отношение  $c/a$  меньше идеального значения, при прокатке формируется текстура базисного отклоненного в поперечном направлении листа (ПН) типа. Если  $c/a$  больше идеального, то формируется текстура базисного отклоненного в направлении прокатки листа (НП) типа.

В магнии, который имеет  $c/a$  близкое к идеальному значению, ( $c/a = 1,624$ ), после деформации формируется кристаллографическая текстура базисного центрального типа, что значительно ухудшает пластические свойства чистого магния. Поэтому в последние годы ведется поиск материалов на основе магния с улучшенными характеристиками формоизменения и пластичности. Магниевые сплавы привлекают внимание, как самые легкие доступные металлические конструкционные материалы. Выгодность материала при растяжении-сжатии при заданной массе характеризуется удельной прочностью  $L_p$ . Удельная прочность  $L_p$  равна отношению предела прочности  $\sigma_A$  к плотности материала. Если принять предел прочности в  $\text{кг/мм}^2$ , а плотность – в  $\text{кг/дм}^3$ , то  $L_p$  выражается в км [2]. Другими словами, удельная прочность

представляет собой длину свободно подвешенного бруса, при которой напряжение в опасном сечении достигает предела прочности. Магний обладает низкой плотностью ( $1740 \text{ кг/м}^3$ ) в сравнении, например, с алюминием ( $2700 \text{ кг/м}^3$ ). В тот же время сплавы магния имеют относительно высокую удельную прочность (11-20 км) по сравнению с алюминиевыми сплавами (11-25 км) [2]. Это дает возможность уменьшить вес конструкции, заменяя сталь и алюминий в аэрокосмической и транспортной отрасли.

Экологическими целями снижения веса является уменьшение расхода топлива и, следовательно, снижение производственных выбросов CO и CO<sub>2</sub>. Высоким потенциалом возможностей, который не всегда используется сегодня, является применение поликристаллических компонентов из магниевых сплавов, таких как экструдированные профили, листы или поковки. Они показывают более однородную микроструктуру, повышенную прочность и пластичность по сравнению с литыми компонентами. Однако до сих пор большую часть деталей конструкций из магниевых сплавов получают с помощью обычного литья или литья под давлением [3]. Факторы, которые препятствуют широкому применению полуфабрикатов магниевых сплавов на практике, связаны с их высокой сопротивляемостью формоизменению, что обусловлено неблагоприятной текстурой, формирующейся в процессе их изготовления. Эта проблема в значительной степени обусловлена особенностями механизма деформации магния, для которого базисное скольжения является практически единственной «легкой» системой деформации, критические напряжения сдвига (КСН) для которой в несколько раз ниже, чем для всех других систем. Базисное скольжение может дать не более двух независимых систем сдвига, что приводит к формированию микро и макро дефектов при любой деформации, так как для обеспечения однородной деформации их нужно не менее пяти [1, 3].

Сплавы магния с цинком, модифицированные добавками редкоземельных металлов (РЗМ), таких как церий, неодим, иттрий, призваны ослабить неблагоприятную текстуру при соответствующих режимах термомеханической обработки. Типичным представителем является промышленный сплав ZE10,

содержащий около 1,3% Zn и 0,15% Zr и 0,2% смеси РЗМ. Однако многие вопросы формирования текстуры при различных видах термообработки и деформации в сплавах магния и цинка с РЗМ изучены недостаточно.

В последние годы сплавы на основе Mg-Li получили большой интерес в качестве биологически разлагаемых материалов. Благодаря низкому значению модуля Юнга, повышенной коррозионной стойкости эти сплавы оказались перспективными для эндопротезов (стенгов) кровеносных сосудов, поддающихся биологическому разложению или саморассасывающихся стентов. Важное преимущество таких стентов состоит в том, что вследствие хорошей биологической совместимости в живом организме осуществляется медленное растворение конструкционного материала стента. В дальнейшем происходит постепенное исчезновение этого устройства после того, как им была выполнена его медицинская функция поддержки стенки сосуда. Таким образом, исчезновение стента предотвращает случаи образования тромбоза [4].

Например, известны биологически разлагаемые сплавы Mg-3,5Li, Mg-8,5Li, Mg-14Li (масс. %) [5]. Пластичность бинарных сплавов магния возрастает с увеличением содержания лития, в то время как прочность все еще может быть достаточной для многих медико-биологических применений [5]. Высокая удельная прочность в сочетании с низкой плотностью литиевых сплавов магния делает их также привлекательными для использования в аэрокосмической и транспортной промышленности. Тем не менее, широкому внедрению в производство литиевых сплавов магния препятствует недостаток знаний о влиянии текстуры на анизотропию, в частности, упругих свойств, а также о формоизменении при внешних воздействиях. Многие вопросы формирования текстуры и анизотропии свойств (в частности, упругих) при различных видах термообработки и деформации магниевых сплавов пока мало исследованы.

В частности, большинство современных технологий обработки листового металла предполагает механическое или термическое воздействие, что является причиной внутренних напряжений в материале. Степень их выраженности

зависит от химического состава, исходного напряженного состояния металла и др. Как следствие, возникает ряд сложностей при дальнейшей обработке деталей, получении заданной геометрии, что может привести к браку продукции. Рулонный металл перед использованием подвергают выпрямлению (правке), заключающейся в знакопеременном изгибе (ЗИ) на роликовых правильных машинах для обеспечения хороших показателей плоскостности [6].

С практической точки зрения такая обработка позволяет уменьшить внутренние напряжения металла. Несмотря на относительно малую пластическую деформацию в процессе правки, происходит изменение структуры металла и его механических характеристик, исследование которых имеет важное прикладное значение.

С научной точки зрения при знакопеременном изгибе появляется возможность изучения процессов изменения микроструктуры и текстуры при растяжении и сжатии на одном и том же образце, на котором при изгибе происходит растяжение одной стороны металла и сжатие другой его стороны.

Знание характеристик материала, включая упругие модули, позволяет проектировать устройства, свойства которых являются предсказуемыми и оптимальными с точки зрения усталости или разрушения. Использование упругих констант монокристалла чистого металла для прогнозных оценок поведения сплавов в поликристаллическом состоянии может привести к значительным ошибкам. Для измерения упругих постоянных монокристаллов сплавов нужны кристаллы достаточно большого размера, что связано с техническими трудностями. Поэтому существует проблема определения упругих констант монокристаллов сплавов, исходя из измерений свойств на поликристаллах.

**Связь работы с научными программами, планами и темами.** Диссертация является частью экспериментальных и теоретических исследований процессов формирования текстуры и анизотропии свойств, которые ведутся на кафедре физики Государственного учреждения «Южно-украинский национальный университет имени К.Д. Ушинского. Диссертация



выполнялась, в частности, в рамках научных тем, «Исследование влияния напряженно-деформированного состояния на текстурообразование и анизотропию свойств твердого тела», Государственный регистрационный № 01090000216, а также «Мультимасштабное моделирование процесса пластической деформации текстурованных поликристаллов», Государственный регистрационный № 0114U000002.

При выполнении этих научно-исследовательских работ роль автора диссертации заключалась в исследовании закономерностей формирования кристаллографической текстуры, микроструктуры и анизотропии физико-механических свойств сплавов магния с цинком, цирконием, модифицированных редкоземельными металлами, а также бинарного сплава магния с литием, деформированных прокаткой, экструзией, знакопеременным изгибом и разработке физико-математических моделей, позволяющих описывать изменения свойств в зависимости от вида и степени деформации.

**Цель и задачи исследования.** Целью данной работы является установление физико-математических моделей, позволяющих количественное описание влияния деформации прокаткой, экструзией, знакопеременным изгибом на распределение ориентировок кристаллитов и прогнозирование анизотропии свойств гексагональных сплавов магния ZE10 и Mg-5 % Li (масс.) с отношением параметров решетки  $c/a$  близким к идеальному значению.

Достижение указанной цели обусловило необходимость решения следующих конкретных задач:

1. Установить закономерности формирования кристаллографической текстуры при прокатке гексагональных сплавов магния с отношением параметров решетки  $c/a$  близким к идеальному значению.

2. Выявить закономерности формирования распределения кристаллов по ориентациям при экструзии бинарного сплава магний-литий.

3. Оценить возможность использования упругих констант монокристалла чистого магния для прогнозирования поведения деформированных поликристаллов сплавов на основе магния (на примере упругих свойств).

4. Решить обратную задачу определения упругих констант монокристаллов по характеристикам текстуры и экспериментальной упругой анизотропии деформированных поликристаллов сплавов магния с отношением  $c/a$ , близким к идеальному значению.

5. Найти закономерности влияния деформации знакопеременным изгибом на текстуру, анизотропию упругих и механических свойств поликристаллических сплавов магния с отношением  $c/a$  близким к идеальному значению.

6. Установить физико-математические модели, позволяющие количественное описание анизотропии свойств поликристаллических сплавов магния под действием знакопеременного изгиба.

*Объект исследования.* Процессы формирования кристаллографической текстуры, микроструктуры и анизотропии физико-механических свойств при деформации прокаткой, экструзией, растяжением и сжатием различным числом циклов знакопеременного изгиба гексагональных сплавов на основе магния.

*Предмет исследования.* Промышленный сплав магния с цинком, цирконием, модифицированный редкоземельными металлами (РЗМ) ZE10 (Zn - 1,3%, Zr - 0,15%, РЗМ, в основном, церий - 0,2%, остальные Mg) и бинарный сплав Mg - 5% Li (масс.).

*Методы исследования.* Рентгеновский анализ текстуры и субструктуры кристаллических тел, металлографический анализ, динамические и статические методы измерения упругих свойств, методы механических испытаний поликристаллов, компьютерное моделирование.

**Научная новизна** исследования заключается в том, что в работе:

1. Установлены закономерности формирования кристаллографической текстуры и микроструктуры после разного количества циклов деформации растяжения и сжатия при знакопеременном изгибе. Показано существенное их влияние на анизотропию упругих и механических свойств гексагональных сплавов магния ZE10 и Mg - 5% Li.

2. Показано, что текстура сплава Mg - 5% Li после экструзии и после прокатки существенно отличается.

3. Показано, что значительную роль в формировании необычной кристаллографической текстуры исследуемых сплавов магния ZE10 и Mg - 5% Li при прокатке, экструзии и знакопеременном изгибе играют небазисные механизмы скольжения, а также двойникование.

4. Установлено, что использование упругих констант монокристалла чистого магния для описания анизотропии деформированных поликристаллов сплавов на его основе ZE10 и Mg - 5% Li некорректно и приводит к ошибкам как в количественных значениях, так и в характере анизотропии.

5. На основе экспериментально определенных анизотропии модуля Юнга и интегральных характеристик текстуры листовых поликристаллов сплавов магния ZE10 и Mg - 5% Li рассчитаны упругие константы их монокристаллов, позволяющие прогнозировать анизотропию упругих свойств листовых поликристаллов исследуемых сплавов магния с незначительным отклонением от экспериментальных значений в пределах 2,0 - 5%.

**Практическое значение** полученных результатов заключается в том, что

1. Результаты исследований деформации с изменением направления прокатки, и экструзией через прямоугольную матрицу на текстуру сплавов магния ZE10 и Mg-5 масс. % Li могут быть использованы для производства листовых поликристаллов с текстурами, при которых угол наклона и степень рассеяния базисных плоскостей в плоскости прокатки может изменяться в широких пределах.

2. Полученные текстурные характеристики сплавов магния ZE10 и Mg-5 масс. % Li после прокатки, экструзии и знакопеременного изгиба могут быть использованы для прогнозирования анизотропии свойств прочности и пластичности вышеупомянутых сплавов.

3. Установленные режимы обработки листовых поликристаллов сплавов магния ZE10 и Mg-5 масс. % Li знакопеременным изгибом во время правки могут быть использованы для минимизации анизотропии характеристик

прочности и улучшенной пластичности для обработки при комнатной температуре.

**Личный вклад соискателя** заключается в анализе научных работ по теме диссертации, подготовке образцов для исследования их физических свойств; проведении исследований текстуры, микроструктуры, участия в проведении анализа результатов. Соискатель принимал активное участие в обсуждении всех полученных экспериментальных данных, их обработке, анализе и в подготовке научных работ к публикациям.

Все результаты, составляющие основное содержание диссертации, получено лично автором, а именно:

1. Подготовлены образцы и проведены рентгеновские и металлографические исследования.

2. Установлены основные закономерности текстурных преобразований сплавов магния ZE10 и Mg - 5% Li, математическая обработка результатов.

3. Проведены механические испытания на изгиб и определены значения модуля Юнга в главных направлениях после разного количества циклов знакопеременного изгиба.

4. Установлены значимые корреляционные связи и найдены соответствующие уравнения регрессии с коэффициентами надежности аппроксимации не менее 0,7 между текстурными и механическими характеристиками исследуемых сплавов магния после разного количества циклов знакопеременного изгиба.

5. Показано, что использование характеристик податливости монокристалла чистого магния при расчетах анизотропии свойств листов сплавов приводит к существенным ошибкам как в количественных значениях, так и в характере анизотропии сплавов магния ZE10 и Mg – 5 % Li.

6. Рассчитаны константы податливости монокристаллов, позволяющие прогнозировать анизотропию упругих свойств листовых поликристаллов вышеупомянутых сплавов магния с отклонением от экспериментальных значений не превышающим 2,0 - 5%.

Апробация результатов диссертации. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на таких конференциях:

10-th International Symposium of Croatian Metallurgical Society. (Šibenik, Croatia 2012);

Международная конференция студентов и молодых ученых по теоретической и экспериментальной физике ЭВРИКА-2013 (г. Львов, Украина, 2013)

Международные Научные чтения имени чл.-корр. И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов», (Москва, Ин-т металлургии имени А.А. Байкова РАН, 2014);

Международная конференция «Развитие информационно-ресурсного обеспечения образования и науки в горно-металлургической отрасли и транспорте 2014» (г. Днепропетровск, 2014);

VI Международная конференция «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов – ДИРМ - 2015», Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва -2015.

**Публикации.** Основные результаты диссертационной работы опубликованы в 12 научных публикациях. В том числе в реферируемых научных международных журналах опубликовано 6 статей, одна из которых напечатана в издании, которое индексируется в базе данных SCOPUS. Дополнительно результаты диссертации работы освещены в 6 тезисах и материалах докладов на международных научных конференциях.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, четырех разделов, заключения, списка использованных источников из 112 наименований. Работа изложена на 125 страницах и включает 50 рисунков и 11 таблиц.

## РАЗДЕЛ 1. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

### 1.1. Характеристики ГПУ - металлов, определяющие их поведение при пластической деформации

Пластическая деформация кристаллических тел осуществляется, как известно, путем скольжения по плоскостям, в которых наиболее плотно расположены атомы (скольжение по наиболее плотно упакованным плоскостям) в определенных, наиболее плотно упакованных направлениях в кристалле, а также путем двойникования – сдвигом по определенным плоскостям (плоскостям двойникования) в определенных направлениях. Для однородного формоизменения необходимо действие как минимум пяти независимых систем скольжения [1].

Для классификации ГПУ - металлов обычно используют отношение параметров решетки  $c/a$ . В модели атомов решетки в виде соприкасающихся шаров, величина  $c$  представляет собой, в сущности, расстояние между первым и третьим слоем, а расстояние  $a$  представляет собой расстояние между атомами в плоскости базиса в любом из трех направлений  $\{11\bar{2}0\}$ , плотно упакованных атомами. Идеальной плотно упакованной решетке в модели из атомов в виде соприкасающихся шаров соответствует отношение  $c/a = 1,633$ . При отклонении  $c/a$  от идеальной ее величины относительная плотность упаковки кристаллических плоскостей изменяется [1]. Оказалось, что от отношения  $c/a$  зависят как соотношение плотности атомов в различных направлениях, так и соотношение плотности упаковки атомов в разных плоскостях. Последнее в значительной мере предопределяет плоскость первичного скольжения и систему двойникования [7]. По вышеупомянутому критерию все ГПУ- металлы

можно разделить на три класса: 1)  $c/a > 1,633$  (Zn, Cd); 2)  $c/a \approx 1,633$  (Mg, Co); 3)  $c/a < 1,633$  (Ti, Zr, Hf и т.д.).

**Скольжение.** Гексагональной структурой обладает значительная часть металлов и сплавов. Считается [8], что наиболее важными кристаллографическими механизмами скольжения в гексагональных металлах являются скольжение по плоскостям базиса  $\{0001\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$ , призмы  $\{10\bar{1}0\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$ , пирамиды  $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  (так называемое  $\langle a \rangle$  скольжение) и пирамидальное  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$  ( $\langle c+a \rangle$  скольжение). В двух последних обозначениях  $a$  и  $c$  являются параметрами решетки вдоль соответствующих главных кристаллографических осей гексагональной призмы (рис. 1.1)

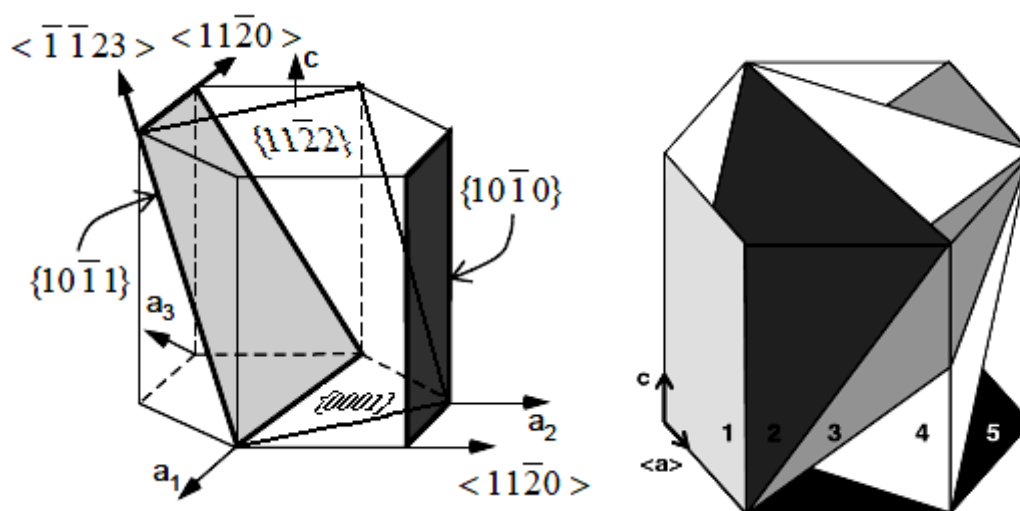


Рис. 1.1. Главные плоскости в ГПУ элементарной ячейке и режимы деформации, которые происходят на них. 1 – призматическая:  $\{10\bar{1}0\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  скольжение; 2 – пирамидальная (I) плоскость:  $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  двойникование; 3 –  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$  двойникование; 4 – пирамидальная (II) плоскость:  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$  скольжение; 5 – базисная плоскость:  $\{0001\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  скольжение.

### Особенности процесса скольжения в металлах трех разных классов.

Типичные системы скольжения, наблюдаемые в некоторых ГПУ металлах, приведены в табл. 1.1 [1, 9].

Металлы и сплавы с  $c/a > 1,633$ . Для таких металлов, как Zn и Cd ( $c/a=1,856$  для Zn и  $1,886$  для Cd) и сплавов при отношении  $c/a > 1,633$  скольжение происходит преимущественно по плотноупакованным прочным плоскостям  $\{0001\}$  вдоль плотноупакованных прочных рядов  $\langle 10\bar{2}0 \rangle$ . У вышеупомянутых металлов базисные плоскости оказываются наиболее прочными и сохраняются при скольжении.

Таблица 1.1.

Типичные системы скольжения, наблюдаемые в некоторых ГПУ металлах [1 9]

Металл	$c/a$	Отклонение (%) от идеального $c/a = 1,633$	Первичные системы скольжения	Вторичные системы скольжения	Другие системы скольжения
Кадмий	1,886	+15,5	Базисные	Пирамидальные $\langle 11\bar{2}2 \rangle \langle 11\bar{2}3 \rangle$	Призматические $\langle 10\bar{1}0 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$ $\langle 10\bar{1}1 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$
Цинк	1,856	+13,6	Базисные $\langle 0001 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$	Пирамидальные $\langle 11\bar{2}2 \rangle \langle 11\bar{2}3 \rangle$	Призматические $\langle 10\bar{1}0 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$
Магний	1,624	-0,6	Базисные $\langle 0001 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$	Призматические $\langle 10\bar{1}0 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$	Пирамидальные $\langle 10\bar{1}1 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle \langle 11\bar{2}2 \rangle \langle 11\bar{2}3 \rangle$
Кобальт	1,623	-0,6	Базисные $\langle 0001 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$	нет	нет



Цирконий	1,593	-2,4	Призматические $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Базисные $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Пирамидальные $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle\langle 11\bar{2}2\rangle\langle 11\bar{2}3\rangle$
Титан	1,588	-2,8	Призматические $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Базисные $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Пирамидальные $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle\langle 11\bar{2}2\rangle\langle 11\bar{2}3\rangle$
Гафний	1,581	-3,2	Призматические $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Базисные $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	
Бериллий	1,568	-4,0	Базисные $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Базисные $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	Пирамидальные $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle\langle 11\bar{2}2\rangle\langle 11\bar{2}3\rangle$

Причиной этого является наличие коротких сильных связей каждого атома с шестью ближайшими соседями в базисной плоскости и гораздо более длинных слабых связей между атомами в соседних плоскостях. Между плоскостями призмы  $\{10\bar{1}0\}$  и пирамиды  $\{10\bar{1}1\}$  имеет место более сильная связь в сравнении с таковой между плоскостями базиса, которые удалены друг от друга. Поэтому превалирует сдвиг по плоскостям базиса [10, 11]. Направлению  $\langle 10\bar{2}0\rangle$  отвечают плотноупакованные ряды с наиболее короткими сильными связями и единичным сдвигом, равным длине металлической связи. Дополнительно у вышеназванных металлов наблюдается скольжение по системе  $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ , которое называется пирамидальным скольжением второго рода. Величина критического напряжения сдвига (КНС) при комнатной температуре для

базисного скольжения в Zn и Cd составляет около 0,55 и 0,40 МПа, соответственно [8].

**Металлы и сплавы с  $c/a < 1,633$ .** В ГПУ-металлах, имеющих отношение  $c/a$  меньше идеального – Ti, Zr, Hf, Re и т.д., длина связей в базисных плоскостях больше, чем длина связей в плоскостях призмы  $\{10\bar{1}0\}$ . Вследствие этого скольжение преимущественно происходит вдоль более прочных плоскостей призмы  $\{10\bar{1}0\}$ . Главному направлению скольжения отвечает минимальный вектор Бюргера  $\frac{1}{3}\langle 10\bar{2}0 \rangle$  [10]. Скольжение по плоскостям  $\{10\bar{1}0\}$  характерно для подавляющего большинства ГПУ- металлов, у которых  $c/a < 1,633$  (за исключением Re ( $c/a=1,615$ ) и Be ( $c/a=1,568$ )). С повышением температуры отношение  $c/a$  возрастает и появляется тенденция к базисному скольжению. В общем случае при деформации металлов с отношением  $c/a < 1,633$  (в том числе Zr, Ti и Hf) действуют следующие системы скольжения: призматическая  $\{10\bar{1}0\}\langle 10\bar{2}0 \rangle$ , базисная  $\{0001\}\langle 10\bar{2}0 \rangle$ , пирамидальные:  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{2}0 \rangle$ ,  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$ ,  $\langle 11\bar{2}3 \rangle$  и  $\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$ , а также двойникование [1, 9]. Однако активация тех или иных механизмов деформации и их количество зависит от таких факторов, как температура и скорость деформации, ориентация кристаллов относительно оси нагрузки. При этом, как уже отмечалось, первичным и явно доминирующим для металлов с  $c/a < 1,633$  (за исключением Be и Re) является призматическое скольжение; вторичная система базисного скольжения активно действует только при высоких температурах (например, в Zr в условиях растяжения при температуре выше 850°C) [12].

**Металлы и сплавы с  $c/a \approx 1,633$ .** К ним относится Mg ( $c/a = 1,624$ ), Co ( $c/a = 1,623$ ) и сплавы на их основе. Возможные системы скольжения для магниевых сплавов при комнатной температуре приведены в табл. 1.2 [7, 13].

Возможные системы скольжения для магниевых сплавов  
при комнатной температуре [8, 13]

Вектор Бюргера	Плоскость скольжения	Направление скольжения	Число систем скольжения	
			общих	независимых
$\langle a \rangle$	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3	2
$\langle a \rangle$	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3	2
$\langle a \rangle$	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	6	4
$\langle c+a \rangle$	$\{11\bar{2}2\}$	$\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$	6	5

Доминирующей системой скольжения в магнии и сплаве магния с алюминием и цинком AZ31В является скольжение в плотно упакованном направлении ( $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  или  $\langle a \rangle$ ) по базисной (0001) плоскости [14]. Сообщается, что в чистом магнии критическое напряжение сдвига (КНС) для базисного скольжения составляет около 0,5 МПа [15, 16]. Другие не базисные системы скольжения, такие как  $\langle a \rangle$  - скольжение по призматическим  $\{10\bar{1}0\}$  плоскостям [17, 18],  $\langle a \rangle$  - скольжение по пирамидальным  $\{10\bar{1}1\}$  плоскостям и  $\langle c+a \rangle$  скольжение по пирамидальным  $\{11\bar{2}2\}$  плоскостям [19] также были замечены в магнии, хотя их КНС на два порядка выше, чем для базисного скольжения [20]. Было показано, что не менее пяти независимых систем скольжения необходимо для осуществления однородной деформации поликристаллических материалов [21, 22]. Сочетание базисного  $\langle a \rangle$  - скольжения и призматического  $\langle a \rangle$  - скольжения содержит только четыре независимые системы скольжения, так же как и пирамидальное  $\langle a \rangle$  - скольжение [23]. Пирамидальное  $\langle c+a \rangle$  - скольжение, которое, в принципе, обеспечивает дополнительные независимые системы скольжения. Но при комнатной температуре пирамидальное скольжение трудно активировать вследствие высокой величины КНС [24] и легкой диссоциации сидячих  $\langle c \rangle$  - дислокаций [19], подавляющее непрерывное

скольжение. При повышенной температуре, активация пирамидального  $\langle c+a \rangle$  - скольжения и других видов небазисного скольжения происходит при более низком значении КНС. Это уменьшает напряжение течения и повышает способность формоизменения металла [24, 25].

В кобальте практически единственным вариантом скольжения является базисное скольжение [8, 9].

**Двойникование.** Деформация двойникованием, особенно важна для ГПУ металлов, в которых активация пяти независимых систем скольжения, необходимых для однородного формоизменения, при комнатной температуре затруднено [22]. В отличие от скольжения, деформация двойникованием является однородным сдвигом, равномерно распределенным по трехмерной области. Кристаллическая структура возникших двойников идентична исходной матрице, но с различной ориентацией [26]. Общая деформация сдвига от двойникования невелика и ограничена [27]. Деформационные двойники образуются путем однородного простого сдвига матрицы решетки [27]. Например, при двойниковании сфера деформируется путем сдвига в эллипсоид, что схематически показано на рис. 1.2, где сфера сдвинута вдоль направления  $\eta_1$  на величину  $\gamma$ .

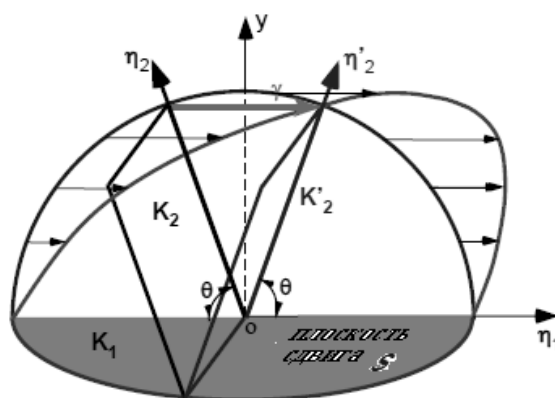


Рис. 1.2. Кристаллографические элементы двойникования.

Только две плоскости на сфере не искажаются и остаются круглыми после двойникования. Эти две плоскости, обозначенные как  $K_1$  и  $K_2$ , перпендикулярны плоскости сдвига и наклонены под углом  $\theta$  друг к другу. Угол и величина сдвига  $\gamma$  связаны соотношением  $\gamma = 2ctg\theta$  [28]. Плоскость  $K_1$  (плоскость

двойникования), содержит направление сдвига и не испытывает смещения при двойниковании. В то же время, плоскость  $K_2$  поворачивается до  $K_2'$  при двойниковании. Плоскость  $K_2$  пересекает плоскость сдвига в  $\eta_2$  и  $\eta_2'$  до и после двойникования, соответственно. Четыре элемента двойникования,  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $\eta_1$ , и  $\eta_2$  обычно используются для индентирования двойника, но только два из них,  $K_1$  и  $\eta_2$ , или  $K_2$  и  $\eta_1$  являются независимыми. Двойники и решетка матрицы связаны либо отражением в определенной плоскости, как  $K_1$  или путем поворота на  $180^\circ$  вокруг некоторой оси, как  $\eta_1$  [27-29]. В процессе однородного сдвига матрицы решетки происходит кооперативное движение атомов [27-29]. В ГПУ металлах

обычно наблюдаются четыре вида режимов двойникования  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$ ,  $\{10\bar{1}\bar{1}\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ ,  $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$  и  $\{11\bar{2}\bar{1}\}\langle \bar{1}\bar{1}26\rangle$ .

Наиболее распространенной системой двойникования в ГПУ металлах является  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$ , которая действует во всех ГПУ металлах. Элементы  $\{10\bar{1}\bar{1}\}\langle 10\bar{1}2\rangle$  режима двойникования изображены на рис. 1.3, где  $\{10\bar{1}2\}$  – плоскость двойникования  $K_1$ ,  $\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$  – направление двойникования  $\bar{\eta}_1$ , а плоскостью сдвига  $S$  является  $\{1\bar{2}10\}$ .

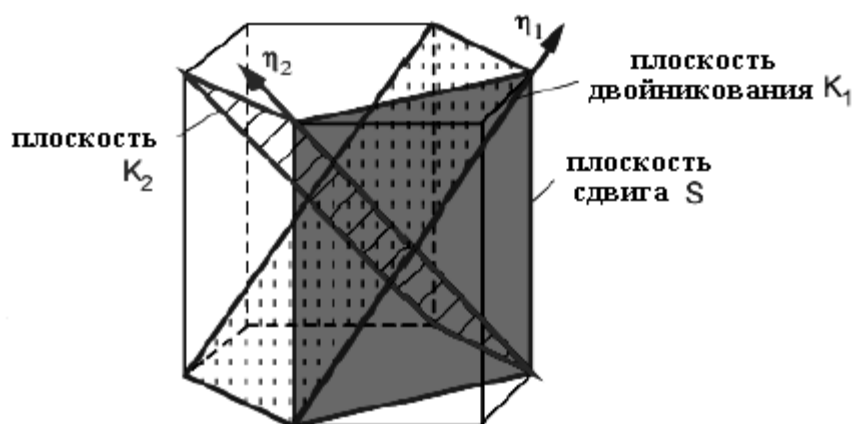


Рис. 1.3. Элементы двойникования по режиму  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$

Плоскость  $K_2$ , сопряженная плоскости двойникования, и направление  $\bar{n}_2$  кристаллографически эквивалентны  $K_1$  и  $\bar{n}_1$ .

В кристаллах ГПУ имеет место сильная корреляция систем двойникования с отношением  $c/a$  [29, 30], как указано ранее. Для металлов и сплавов с  $1,5 < c/a$

$< 1,9$  двойники  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$  и  $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$  появляются при сжатии вдоль оси  $c$  (двойники сжатия), а двойники  $\{11\bar{2}1\}\langle \bar{1}\bar{1}26\rangle$  возникают при растяжении вдоль оси  $c$  (двойники растяжения).

Двойниковый сдвиг при режиме двойникования  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$  меняет знак при  $c/a = \sqrt{3}$ , когда плоскость сдвига становится квадратной, так что  $\gamma = 0$  и двойник при таком режиме не может быть сформирован [30]. Двойник "сжатия", который укорачивает  $c$ -ось, активизируется, если  $c/a > \sqrt{3}$ , как и в Zn и Cd, в то время как двойник "растяжения" образуется, если  $c/a < \sqrt{3}$ , как в Mg, Zr и Ti. Величина сдвига при этом режиме выражается как [32]:

$$\gamma = \frac{3 - (c/a)^2}{\sqrt{3}c/a} \quad (1.1)$$

Эта величина незначительна и варьируется от -0,175 для кадмия с  $c/a = 1,89$  до 0,186 для бериллия с  $c/a = 1,57$  [33]. Для магния величина сдвига мала (0,13),

что облегчает его появление при деформации двойникованием типа  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ . В

магнии наблюдаются два общих типа двойников  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$  и  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$  [13], первый

из которых является наиболее распространенным и легко активируемым [13,

34]. В магнии также наблюдаются двойники  $\{10\bar{1}3\}$  и  $\{30\bar{3}4\}$  [35].

Вследствие своего низкого значения [34], КНС для двойникования не установлено, потому что зарождение двойника неоднородно и зависит от концентрации напряжений, вызванных особенностями микроструктуры [13].

Двойники  $\{10\bar{1}2\}$  в магнии с  $c/a$  меньше, чем  $\sqrt{3}$  являются двойниками «растяжения», то есть, их активация связана с растяжением вдоль оси  $c$  в структуре ГПУ кристалла [13], и сжатием в направлении перпендикулярном оси  $\langle c \rangle$ . Вследствие полярного характера двойникования сдвиг может произойти только в одном направлении, а не противоположных направлениях [24, 36]. Поэтому сжатие вдоль оси  $c$  не может быть осуществлено с помощью двойников  $\{10\bar{1}2\}$ . В магнии, теоретическое максимальное расширение 0,064

вдоль оси  $c$  может быть осуществлено путем полной переориентации  $\{10\bar{1}2\} \parallel \{10\bar{1}\bar{1}\}$  двойников [37]. После двойникования переориентированная  $c$ -ось будет лежать приблизительно в исходной базисной плоскости, и приблизительно параллельна направлению сжимающей деформации [38].

В магнии и разбавленных растворах Mg-Zn критическое напряжение сдвига (КНС) для базисного скольжения имеет самое низкое значение 0,45 – 0,81 МПа [15, 16]. Двойникование имеет КНС в 2-4 раза больше [16], а призматическое скольжение имеет КНС гораздо больше в 48-87 раз [17].

Добавление к магнию алюминия и цинка увеличивает КНС для всех механизмов деформации и уменьшает их отношение. Например, КНС для базисного скольжения находится в диапазоне 10-45 МПа, в то время как диапазон КНС для двойников составляет 15-35 МПа [39]. Таким образом, в отличие от чистого магния, в сплаве магния с алюминием и цинком КНС для базисного скольжения и двойникования имеют примерно равные значения. В сплаве AZ31В для призматического скольжения имеет место значительный разброс КНС, значения которых больше, чем для базисного скольжения в 1 – 5 раз, по сравнению с 48-87 раз в чистом магнии [35, 40, 41].

Добавление к магнию редкоземельных металлов (РЗМ), в частности, церия, уменьшает как КНС для пирамидального скольжения, так и анизотропию различных систем скольжения и увеличивает объем накопленных дислокаций в материале в процессе деформации [42].

При добавлении лития в магний КНС для базисного скольжения линейно возрастает с увеличением концентрации лития. Например, для сплава Mg-4,8 % Li КНС для базисного скольжения почти в 5 раз больше при комнатной температуре, чем для чистого магния. В чистом магнии КНС для базисного скольжения практически не зависит от температуры. В сплавах магний - литий КНС начинает уменьшаться при температурах выше 200°C, и это уменьшение более заметно с увеличением концентрации лития в сплаве [43].

И наоборот, для небазисных режимов скольжения КНС уменьшается при температурах ниже 200°C при легировании магния литием. Например, для сплава Mg-4,8 % Li для небазисных режимов скольжения КНС при 100°C примерно в 1,5 раза меньше, чем для чистого магния. Более того, при легировании магния литием уменьшаются параметры решетки. При этом уменьшается также и соотношение осей  $c/a$  с увеличением концентрации лития. Например, для сплава Mg-5 % Li  $c/a \approx 1,6$  [44].

Ограниченные режимы деформации в магнии и его сплавах являются результатом сильной анизотропии монокристаллов, подвергнутых плоской деформации сжатием [43]. Наибольшее сопротивление деформации кристалл показывает при сжатии вдоль  $c$  - оси, а самое низкое – при базисном скольжении, активируемом при сжатии. При сжатии, вызывающем удлинение вдоль  $c$  - оси, активировалось двойникование, что вызвало нагрузку более высокую, чем необходимую для базисного скольжения. Высокая степень анизотропии указывает, что пластическое поведение магния и его сплавов тесно связано с их кристаллографической текстурой [44].

## 1.2. Текстура и ее описание



Кристаллографической текстурой называют преимущественную ориентацию соответствующих кристаллографических плоскостей и направлений в различных зернах поликристалла относительно его внешних плоскостей и направлений [45].

Текстура возникает в результате направленного внешнего воздействия, например, в процессе деформации, при кристаллизации в условиях значительного градиента температур, в магнитном или электрическом поле, при конденсации из пара на подложку и т.д. Наличие преимущественной ориентации кристаллов усиливает анизотропию свойств материала и может существенно изменить эксплуатационные характеристики образца. Поэтому возможность образования текстуры следует учитывать при проведении различных технологических процессов [45].

Если все кристаллиты поликристалла имеют одну преимущественную ориентацию, то текстуру называют однокомпонентной. Если же в образце есть несколько групп кристаллитов, каждая из которых характеризуется своей ориентацией, то текстуру называют многокомпонентной.

В реальных условиях ориентировки части кристаллитов в текстурированном материале отклоняются на некоторый угол от идеального положения по отношению к направлению сил. Это явление называют рассеянием текстуры. Степень рассеяния текстуры в общем случае тем больше, чем слабее силы, действующие на материал (например, степень деформации).

**Классификация текстур согласно симметрии пространственного распределения ориентировок зерен [46].**

*Аксиальная* текстура или по-другому, неограниченная, осевая. Этот тип текстуры возникает, когда определенные кристаллографические направления  $\langle uvw \rangle$  (ось текстуры) во всех зернах устанавливаются параллельно какому-либо внешнему направлению (оси ориентирования). Обозначение текстуры -  $\langle uvw \rangle$ , где  $\langle uvw \rangle$  - индексы кристаллографического направления, ориентированного вдоль направления силы, вызвавшей образование текстуры. Чем больше угол,

на который направление  $\langle uvw \rangle$  у части кристаллитов отклоняется от направления идеальной оси текстуры, тем больше степень рассеяния текстуры.

Многокомпонентная осевая текстура записывается как  $\langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots$ . Все возможные варианты расположения зерен в материале с аксиальной текстурой можно представить посредством вращения монокристалла вокруг направления  $\langle uvw \rangle$ , установленного вдоль оси ориентирования. Аксиальная текстура образуется под влиянием сил, действующих преимущественно в одном направлении (волочение, экструзия, сжатие, осаждения из газовой среды, кристаллизация и др.). Аксиальную текстуру иногда называют текстурой волочения.

Текстура конусного волокна (спиральная) характеризуется тем, что направления  $\langle uvw \rangle$  образуют вокруг оси ориентирования конус с углом полуоткрытия  $\varphi$ . Такой текстурой обладают, например, пленки металла, напыленного на трубчатые изделия. Если  $\varphi = 0$ , возникает аксиальная текстура, при  $\varphi = 90^\circ$  - кольцевая текстура.

Текстура прокатки (другое название - ограниченная) характеризуется тем, что определенные плоскости  $\{hkl\}$  во всех зернах параллельны одной внешней плоскости, а направления  $\langle uvw \rangle$ , лежащие в этих плоскостях, параллельны одному направлению.

В таких текстурах зерна не имеют вращательной степени свободы. Ограниченная текстура образуется в том случае, когда на образец действовали силы в нескольких направлениях. Типичным примером ограниченной текстуры служит текстура, возникающая при прокатке. Текстура прокатки образуется в результате действия сил сжатия в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки, которая называется НН (направление нормали к плоскости прокатки), и сил растяжения вдоль направления прокатки, которое называется НП. В случае текстуры прокатки определенные плоскости  $\{hkl\}$  в зернах поликристалла оказываются параллельными плоскости прокатки, а направления  $\langle uvw \rangle$  - параллельными НП. При сильной однокомпонентной текстуре прокатки кристаллиты оказываются практически лишенными степеней свободы, и

поликристаллический материал становится подобным соответствующим образом ориентированному блочному монокристаллу.

Схемы расположения кристаллитов в текстурированных материалах приведены на рис. 1.4.

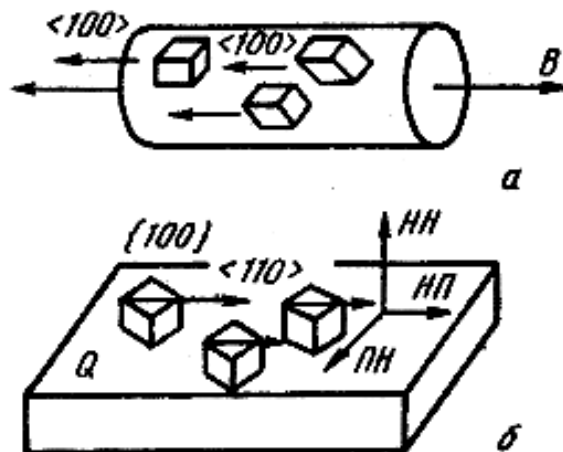


Рис. 1.4. Идеальная текстура в металлах с кубической решеткой:

- а) - аксиальная текстура (текстура волочения)  $\langle 100 \rangle$ ; В - ось волокна;  
 б) ограничена текстура (текстура прокатки)  $\{100\} \langle 110 \rangle$ ; Q - плоскость листа;  
 НП - направление прокатки; НН - нормаль к плоскости Q, ПН - нормаль к НП и НН, лежит в плоскости Q.

Текстуру прокатки в общей форме обозначают символом  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ . Индексы  $\{hkl\}$  и  $\langle uvw \rangle$  связаны между собой условием зональности (направление НП лежит в плоскости прокатки), которое выражается как

$$hu + kv + lw = 0. \quad (1.2)$$

Рассеяние текстуры прокатки означает, что плоскости  $\{hkl\}$  у части зерен несколько отклонены от плоскости листа, а направления  $\langle uvw \rangle$  - не строго параллельны НП.

Многокомпонентная текстура характеризуется наличием нескольких преимущественных ориентировок. Обозначение многокомпонентной текстуры имеет вид:

$$\{h_1 k_1 l_1\} \langle u_1 v_1 w_1 \rangle + \{h_2 k_2 l_2\} \langle u_2 v_2 w_2 \rangle + \dots \quad (1.3)$$

Описание текстуры основано на определении ориентирования кристалла в любой системе координат. Выбор системы координат определяет способ

описания текстуры. В общем случае текстура поликристаллического агрегата описывается четырьмя координатами, три из которых определяют ориентировку, а четвертая - вероятность этой ориентировки. Однако наибольшее распространение получили трехмерные способы описания текстуры (например, прямые и обратные полюсные фигуры), что объясняется меньшими методическими трудностями такого описания.

**Описание ориентации отдельного кристалла.** Понятие ориентации является одним из основных в анализе текстуры. Для того чтобы описать ориентацию кристалла, необходимо задать его координатную систему  $K_{кр}$ , связанную с определенными направлениями в кристалле, и систему координат, связанную с поликристаллическим образцом  $K_{обр}$  (внешняя система координат), осями которой являются характерные направления в образце. В качестве осей системы координат  $K_{кр}$  обычно, выбирают направления, связанные с элементами симметрии высшего порядка для соответствующей кристаллической структуры. Для кубических кристаллов в качестве осей координат  $x, y, z$  обычно используют направления ребер куба, выраженные через индексы Миллера  $[100], [010], [001]$ . Оси координат, например, для листового образца, полученного прокаткой,  $X, Y, Z$  - это направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и направление нормали (НН) к листу (рис. 1.5).

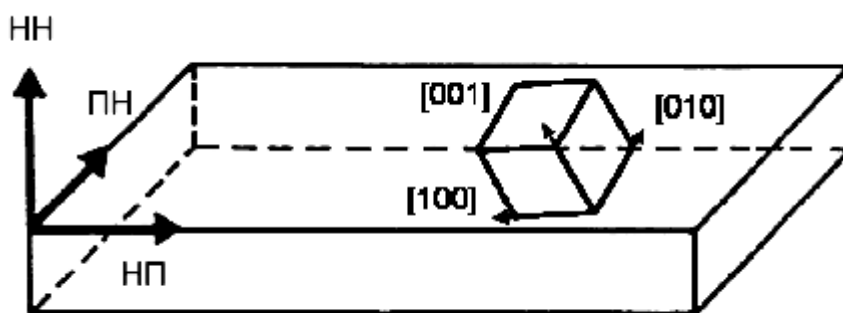


Рис. 1.5. Описание ориентировки отдельного кристалла.

Описание вращения координатных систем, а, следовательно, и описание ориентации можно осуществить разными способами. Наибольшее

распространение в текстурный анализ получило описание вращения с помощью 1) матриц вращения, 2) с помощью задания оси вращения и угла поворота вокруг этой оси, 3) с помощью индексов Миллера и 4) с помощью эйлеровых углов.

- 1) **Описание ориентации с помощью матриц вращения.** Матрица вращения имеет вид:

$$g = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix}. \quad (1.4)$$

Если  $\vec{x}$  - некоторый вектор, выходящий из начала координат, то вращение переводит его в вектор:

$$\vec{x}' = g\vec{x} \quad (1.5)$$

В фиксированной ортогональной системе координат вращение задается формулой:

$$x'_i = \sum_{k=1}^3 g_{ik} x_k \quad (1.6)$$

где  $x_k$  - координаты вектора  $\vec{x}$ ;  $x'_i$  - координаты вектора  $\vec{x}'$ .

Матрица  $g_{ik}$  определяет данное вращение. Обычно матрица обозначается той же буквой, что и вращение. Девять элементов матрицы  $g$  определяются только тремя независимыми параметрами. Обратное вращение, которое переводит вектор  $\vec{x}'$  в вектор  $\vec{x}$ , описывает транспонированная матрица  $g$ , то есть такая, в которой строки являются столбцами матрицы  $g$ . Если вращение  $g$  осуществлено последовательными вращениями  $g_1$  и  $g_2$ , то матрица  $g$  равна произведению матриц  $g_1$  и  $g_2$ :

$$g_2 \cdot g_1 = g \quad (1.7)$$

Таким образом, ортогональная матрица  $g$  позволяет описать любое вращение системы координат, а, следовательно, и ориентацию одной системы координат относительно другой.

2) **Описание ориентации углом и осью поворота.** Каждое вращение оставляет неизменным одно направление, а именно ось вращения. Поэтому

наглядное представление ориентации можно получить, если задать ось вращения и угол поворота  $\omega$  относительно этой оси. Положение оси вращения задается в кристалле направлением  $[v_1, v_2, v_3]$ , вокруг которого происходит вращение. Более наглядно положение оси вращения задавать полярным углом  $\theta$  и азимутальным углом  $\psi$  (рис. 1.6). В этом случае все три угла  $\theta$ ,  $\psi$  и  $\omega$  являются независимыми параметрами вращения.

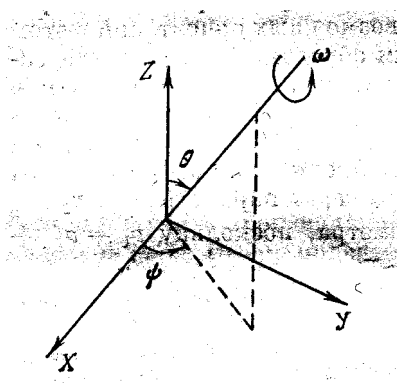


Рис. 1.6. Параметры  $\theta$  и  $\psi$ , определяющие ось вращения и угол поворота  $\omega$  вокруг оси.

2) **Описание ориентации с помощью индексов Миллера.** Для наглядного описания кристаллографических плоскостей и нормалей к ним применяются индексы Миллера. Для определения индексов Миллера находят точки пересечения плоскости кристаллической решетки с осями координат и переводят результат в единицы постоянных решетки  $a$ ,  $b$ ,  $c$ . Затем берут обратные значения полученных чисел и приводят их к наименьшему целому кратному каждого из чисел. Результат, заключенный в круглые скобки  $(hkl)$  и представляет собой индексы Миллера (рис. 1.7).

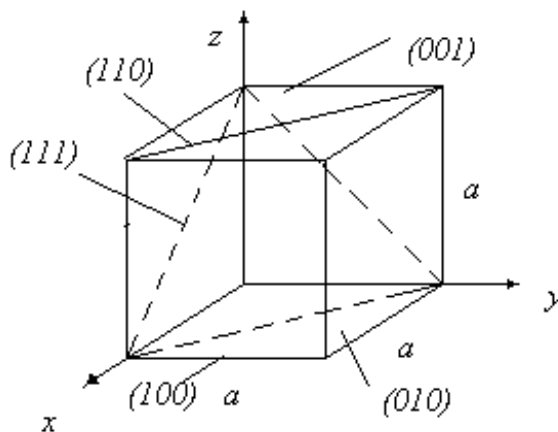


Рис. 1.7. Индексы Миллера.

Для описания ориентаций при анализе текстуры применяются индексы Миллера кристаллографической плоскости  $(hkl)$ , перпендикулярной направлению  $Z$  системы координат образца, например, НН в плоскости листа, и индексами  $[uvw]$  кристаллографического направления, который совпадает с осью  $X$  внешней системы координат (с НП листа).

Такой способ задания ориентации называется идеальной ориентировкой или идеальным положением кристалла в системе координат поликристалла. Задание индексов  $(hkl)[uvw]$ , естественно, определяет и индексы поперечного направления листа. Эквивалентные в силу симметрии кристаллической решетки ориентации можно получить произвольной перестановкой и изменением знаков у индексов  $(hkl)$ . Выбор индексов  $[uvw]$  при этом ограничено условием:

$$hu + kv + lw = 0 \quad (1.8)$$

Матрицу вращения  $g$  можно выразить через  $(hkl)[uvw]$  следующим образом:

$$g = \begin{pmatrix} \frac{u}{R_1} & \frac{kw-lv}{R_1 R_2} & \frac{h}{R_2} \\ \frac{v}{R_1} & \frac{lu-hw}{R_1 R_2} & \frac{k}{R_2} \\ \frac{w}{R_1} & \frac{hv-ku}{R_1 R_2} & \frac{l}{R_2} \end{pmatrix} \quad (1.9)$$

где  $R_1 = \sqrt{(u^2 + v^2 + w^2)}$ ,  $R_2 = \sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}$ .

Индексы Миллера являются целочисленными, и любая функция от ориентации будет в таком случае функцией от шести целочисленных параметров  $h, k, l, u, v, w$ :

$$f(g) = F(h, k, l, u, v, w). \quad (1.10)$$

В этом заключается основной недостаток применения индексов Миллера для описания непрерывного распределения кристаллов по ориентациям. Для этой цели удобнее применять три независимых параметра, например, три угла Эйлера.

4) **Описание ориентации с помощью углов Эйлера.** В текстурном анализе чаще всего применяют эйлерово представление ориентаций. При этом система координат кристалла сначала вращается вокруг оси  $Z$  на угол  $\varphi_1$ , затем вокруг оси  $X$  в новом ее положении на угол  $\Phi$  и, наконец, еще раз вокруг оси  $Z$  в ее окончательном положении на угол  $\varphi_2$  (рис. 1.8).

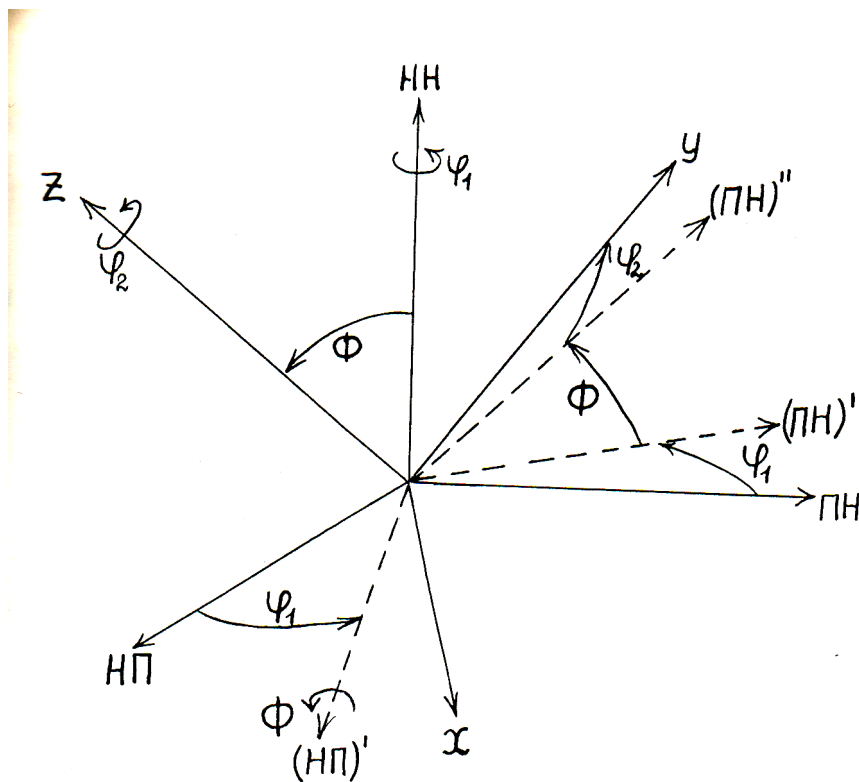


Рис. 1.8. Эйлеровы углы  $\varphi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\varphi_2$ .

Углы  $\varphi_1$  и  $\varphi_2$  могут при этом изменяться от 0 до  $2\pi$ . В то же время угол  $\Phi$  (угол между начальным и новым положениями оси  $Z$ ) изменяется в пределах от 0 до  $\pi$ . Различным значением  $\varphi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\varphi_2$ , которые изменяются в указанных пределах, соответствуют различные вращения.

Исключение составляют случаи, когда  $\Phi = 0$  или  $\Phi = \pi$ . При  $\Phi = 0$  вращение представляет собой поворот вокруг оси  $Z$  на угол  $\varphi_1 + \varphi_2$ , а при  $\Phi = \pi$  - на угол  $\varphi_1 - \varphi_2$ . Это означает, что в пространстве углов Эйлера не существует операции инверсии. Поэтому имеет место определенная неоднозначность в описании вращения, когда разным парам  $\varphi_1$  и  $\varphi_2$  может соответствовать одно и то же вращение.



Матрица вращения  $g(\varphi_1 \Phi, \varphi_2)$  представляет собой произведение матриц последовательных вращений на углы  $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ :

$$g(\varphi_1 \Phi, \varphi_2) = g(\varphi_1) \cdot g(\Phi) \cdot g(\varphi_2). \quad (1.11)$$

Матрицы вращений  $g(\varphi_1), g(\Phi), g(\varphi_2)$  имеют вид:

$$g(\varphi_1) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad g(\Phi) = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \Phi & \sin \Phi \\ 0 & -\sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix},$$

$$g(\varphi_2) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}. \quad (1.12)$$

При последовательном выполнении вращений их матрицы перемножаются [15].

Поэтому:

$$g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_2 \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & \cos \varphi_2 \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 \sin \Phi & -\sin \Phi \cos \varphi_1 & \cos \Phi \end{pmatrix} \quad (1.13)$$

13)

Если в матрице (1.13) подставить  $\pi - \varphi_2$  вместо  $\varphi_1$  и  $\pi - \varphi_1$  вместо  $\varphi_2$ , то матрица (1.13) заменится транспонированной матрицей. Поскольку матрица  $g(\varphi_1 \Phi, \varphi_2)$  ортогональна, обратная матрица  $g^{-1}(\varphi_1 \Phi, \varphi_2)$  совпадает с транспонированной матрицей  $gT(\varphi_1 \Phi, \varphi_2)$ . Из этого вытекает, что

$$g^{-1}(\varphi_1 \Phi, \varphi_2) = g(\pi - \varphi_1 \Phi, \pi - \varphi_2). \quad (1.14)$$

Углы Эйлера  $\varphi_1 \Phi, \varphi_2$  широко используются для описания ориентировок при анализе текстуры. В ряде работ применяются Эйлеру углы  $\Phi, \Psi, \theta$ , связанные с  $\varphi_1 \Phi, \varphi_2$  простыми соотношениями:

$$\Phi = \varphi_1 - \frac{\pi}{2}, \quad \Psi = \varphi_2 + \frac{\pi}{2}, \quad \theta = \Phi. \quad (1.15)$$

**Прямые и обратные полюсные фигуры.** В 1921 году Вефер предложил описывать текстуру с помощью полюсных фигур. Прямой полюсной фигурой (ППФ) называют графическое изображение (стереографическая проекция) функции плотности распределения  $P_{hkl}$  нормалей (полюсов) к определенной кристаллографической плоскости  $(hkl)$  монокристалла  $K_{кр}$  в системе координат,

связанной с поликристаллическим образцом  $K_{обр}$ . Таким образом, каждая точка ППФ представляет собой плотность вероятности того, что выделенное направление в монокристалле совпадает с определенными направлениями в образце. Направление нормали к плоскости  $(hkl)$  в системе координат образца задается полярным углом  $\alpha$  и азимутальным  $\beta$  ( $\beta = \varphi_1 - \pi$ ). Таким образом, функция распределения  $P_{hkl}$  задается в виде  $P_{hkl}(\alpha, \beta)$  (рис. 1.9).

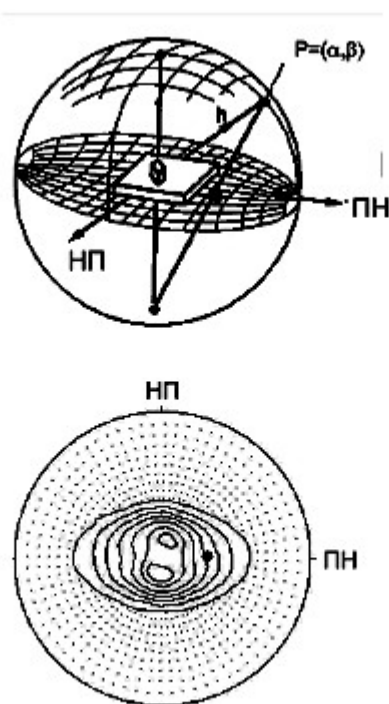


Рис. 1.9. Угловые параметры  $\alpha$ ,  $\beta$ , определяющих положение нормали к плоскости  $(hkl)$ .

Обратной полюсной фигурой (ОПФ) называют графическое изображение (стереографическая проекция) функции распределения  $T$  определенного направления в образце по системе координат, связанной с кристаллом. Таким образом, каждая точка ОПФ является плотностью вероятности того, что выделенное направление в образце совпадает с различными направлениями в кристалле. Обратная полюсная фигура строится в области стандартного треугольника, то есть треугольника, образованного тремя главными направлениями на стандартной проекции кристалла. Для кубической сингонии это направления  $[001]$ ,  $[011]$  и  $[111]$ , для тетрагональной -  $[001]$ ,  $[100]$  и  $[110]$  и т.д. Около разных полюсов на стандартном треугольнике проставляют

соответствующие им значения  $\Phi_{hkl}$ , определенные экспериментально. Пример ОПФ образца стали приведены на рис. 1.10.

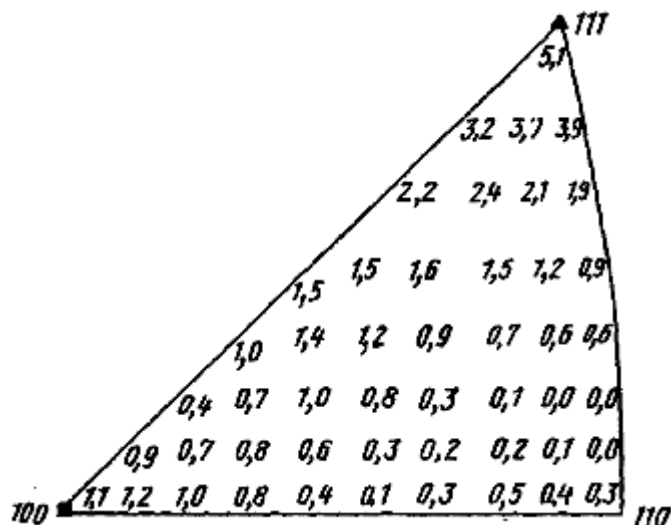


Рис. 1.10. ОПФ малоуглеродистой стали для глубокой вытяжки.

Обратная полюсная фигура дает возможность количественно определить доли различных компонент текстуры, а также оценить их рассеяния.

Одним из способов построения ОПФ является определение интегральной интенсивности отражений при съемке на дифрактометре в обычной геометрии с фокусировкой по Брэггу-Брентано (рис. 1.11).

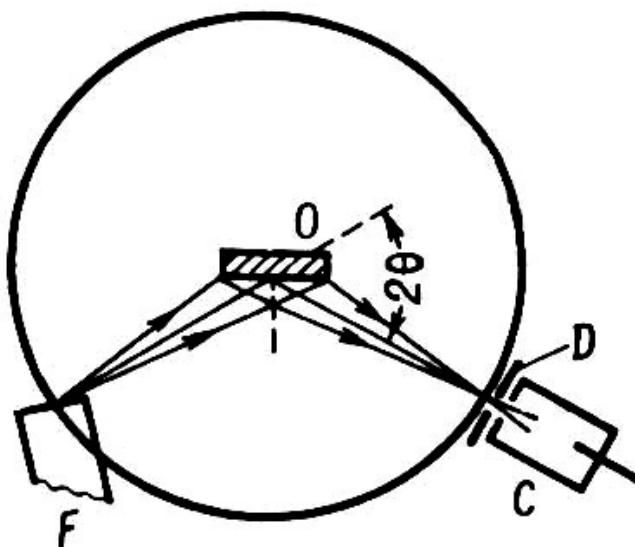


Рис. 1.11. Схема фокусировки лучей в рентгеновском гониометре за Брэггом - Брентано для исследования поликристаллических образцов; F - фокус рентгеновской трубки; O - плоский образец; D - щель счетчика; C - счетчик;  $2\theta$  - угол отражения.

В этом случае регистрируется отражения от плоскостей, параллельных поверхности образца. Для построения ОПФ регистрируют полную дифрактограмму образца во всем диапазоне углов. Съемку проводят на жестком (Mo-K $\alpha$  или Ag-K $\alpha$ ) излучении, чтобы получить больше отражений различного типа и проанализировать как можно больше полюсов на ОПФ. Образцы для съемки вырезают так, чтобы рассматриваемое направление (например, направление прокатки) совпадало с нормалью к плоскости образца.

Интегральная интенсивность линии  $HKL$  в отсутствии текстуры определяется рядом факторов и геометрией съемки. В текстурированном образце интенсивность отражения усиливается, если плоскости  $\{hkl\}$  ориентированы преимущественно параллельно поверхности образца и падает, если такое ориентирование в образце отсутствует.

Интегральная интенсивность линии  $HKL$  для текстурированного образца

$$I_{HKL}^T = k_T P_{hkl} M_{hkl}, \quad (1.16)$$

А для образца без текстуры

$$I_{HKL}^0 = k_0 P_0 M_{hkl} \quad (1.17)$$

где  $k$  - коэффициенты пропорциональности, определяемые множителями интенсивности и условиями эксперимента,  $P$  - полюсная плотность (число нормалей к совокупности плоскостей  $\{hkl\}$  на единицу площади сферы узла обратной решетки),  $M_{hkl}$  - фактор повторяемости.

Можно считать, что приведенная полюсная плотность пропорциональна отношению интенсивности линии  $HKL$  в текстурированном и бестекстурном образцах:

$$\frac{I_{HKL}^T}{I_{HKL}^0} = K \Phi_{hkl} \quad (1.18)$$

где  $\Phi_{hkl}$  - относительная полюсная плотность, которая показывает, во сколько раз вероятность для  $\{hkl\}$  быть параллельной плоскости текстурированного образца отличается от таковой в бестекстурном ( $\Phi_{hkl} \geq 0$ ).

Коэффициент  $K$  зависит от множителей интенсивности и условий эксперимента и может быть рассчитан с учетом всех зарегистрированных

отражений. Если  $K = 1$ , то относительная полюсная плотность  $\Phi_{hkl}$  прямо находится с (1.18) и наносится у соответствующего полюса ОПФ. Если предположение  $K = 1$  некорректно, то для нахождения величины  $K$  просуммируем (1.18) по всем  $n$  зарегистрированным  $HKL$ , принимая  $P_0 = 1$ , и получим

$$\sum_n \frac{I_{HKL}^T}{I_{HKL}^0} = K \sum_n \Phi_{hkl} = K \frac{\sum P_{hkl}}{P_0} \quad (1.19)$$

Выделенное направление в образце в системе координат кристалла задается с помощью полярного угла  $\Phi$  и азимутального  $\gamma$  ( $\gamma = \varphi_1 - \pi$ ). Таким образом, функция распределения  $T$  задается в виде  $T(\Phi, \gamma)$  (рис. 1.12, а).

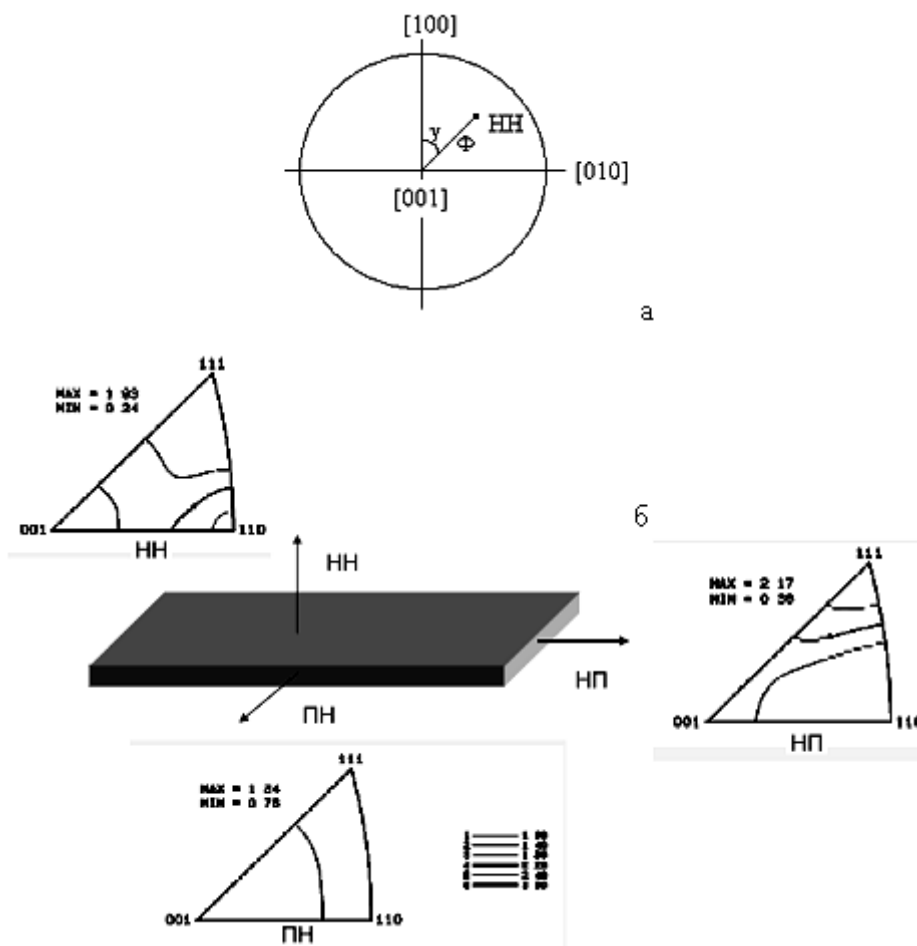


Рис. 1.12. Обратные полюсные фигуры.

Для листового поликристаллического образца различают  $T$  (НН) (обратная полюсная фигура направления нормали к листу),  $T$  (НП) (обратная полюсная фигура направления прокатки) и  $T$  (ПН) (обратная полюсная фигура поперечного направления) (рис. 1.12, б).

Сначала полюсные фигуры определялись с помощью рентгеновского фотографического метода. С появлением рентгеновского дифрактометра выросли возможности получения количественных полюсных фигур. Однако анализ полюсных фигур по-прежнему сводится к определению нескольких идеальных ориентировок (не более 10).

**Функция распределения ориентировок кристаллов.** Необходимость количественного определения анизотропии свойств поликристаллических материалов, исходя из их текстуры, привела к разработке анализа текстуры с помощью трехмерной текстурной функции или другими словами, трехмерной функции распределения ориентаций (ФРО) кристаллов, данные которой содержатся в полюсных фигурах в неявной форме.

Впервые текстурную функцию ввел советский ученый Виглин в 1960 году [47]. Следуя за Виглиным, обозначим через  $dV$  совокупность объемов всех частей образца с ориентацией  $g$  (точка с координатами  $\varphi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\varphi_2$  в эйлеровом пространстве ориентаций) в пределах элемента ориентаций  $dg$ . Через  $V$  обозначим общий объем образца. Тогда функция распределения ориентаций (текстурная функция по Виглину) будет определена как

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg, \quad (1.20)$$

где  $f(g)$  - ФРО. Эта функция, определенная в пространстве ориентаций эйлеровых углов, где каждой точке ставится в соответствие вероятность присутствия в образце объема  $dv$  кристаллов с ориентацией, которая лежит в пределах ориентаций  $g + dg$ . Таким образом,  $f(g)$  полностью и однозначно описывает текстуру материала [48]. Функция  $f(g)$  нормированная так, что

$$\int f(g) = \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} d\varphi_1 \int_0^{\pi} d\Phi \int_0^{2\pi} d\varphi_2 f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \sin \Phi = 1. \quad (1.21)$$

Функция  $f(g)$  является функцией от трех переменных. Наглядное графическое изображение такой функции представлены на рис. 1.13, а. Обычно ФРО изображают в виде плоских сечений, то есть функций от двух переменных при постоянном значении третьей переменной (рис. 1.13, б).

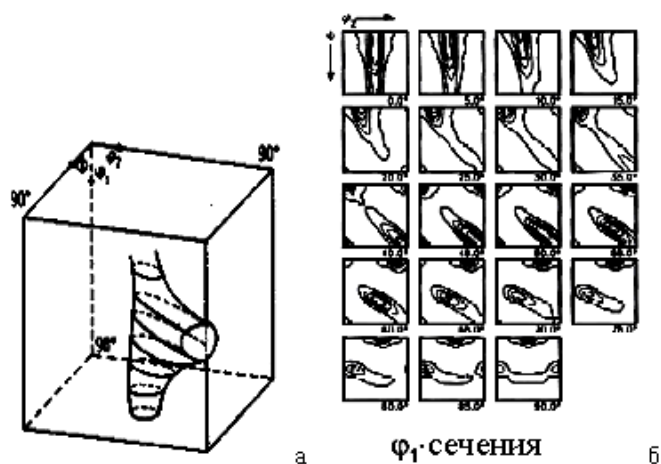


Рис. 1.13. Трехмерная ФРО.

**Интегральные характеристики текстуры.** В работах [49, 50] предложено описывать текстуру с помощью, так называемых, интегральных характеристик текстуры (ИХТ). В принципе, конечной целью текстурного анализа является расчет анизотропии физико-механических свойств поликристалла. Для достижения этой цели, как показал Г.-И. Бунге [48], ФРО несет избыточную информацию. Для расчета анизотропии свойств поликристаллов достаточную информацию о текстуре дает знание ИХТ [49, 50]. ИХТ представляют собой направляющие косинусы кристалла, усредненные согласно закону распределения кристаллов по направлениям в системе координат поликристалла.

$$I_1 = \langle \alpha_{13}^2 \rangle, I_2 = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3 = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4 = \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5 = \langle \alpha_{33}^4 \rangle, I_6 = \langle \alpha_{13}^2 \cdot \alpha_{23}^2 \rangle \quad (1.22)$$

где  $\alpha_{ik}$  являются косинусами углов, которые устанавливают ориентацию кристалла относительно координат образца; скобки означают усреднение по всем ориентациям кристаллов.

Следует отметить, что из-за сложности описания текстур "эффект текстуры" редко учитывается в проектировании. Метод представления текстур с использованием ФРО является сложным и требует специальной подготовки инженеров. Метод идеальных ориентаций не позволяет непосредственно оценить анизотропию свойств, вызванную текстурой. Для описания текстуры с помощью ИХТ необходимо минимальное число параметров (три для материалов с кубической решеткой, пять для гексагональных кристаллов).

Вышеуказанное число параметров является достаточным, чтобы предсказать свойства в различных направлениях текстурированного поликристалла [49, 50].

ИХТ могут быть использованы также для сертификации текстуры листового металла. Например, путем моделирования ИХТ для различных типов текстур можно увидеть [51], что одновременный рост ИХТ соответствует увеличению рассеяния полюсов  $[0001]$  в азимутальном и меридиональном направлении (рис. 1.14).

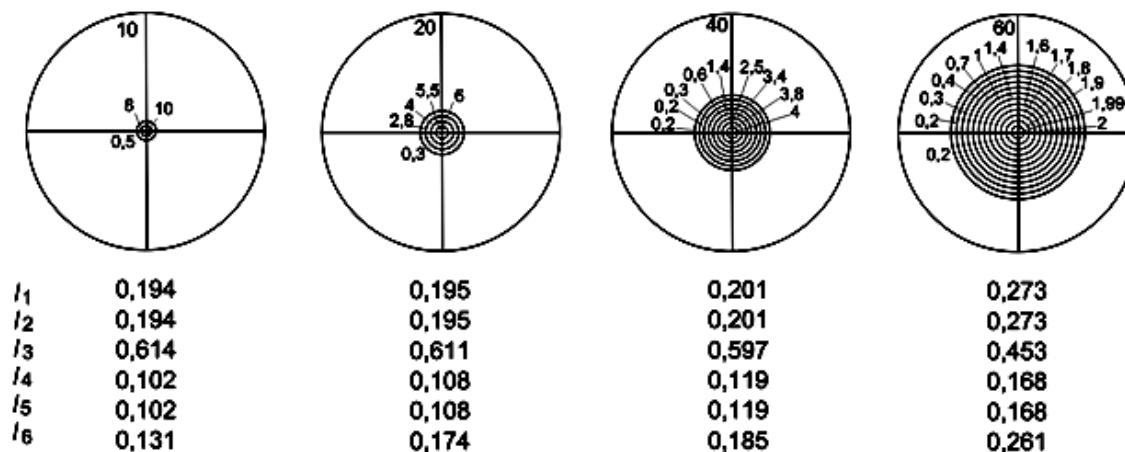


Рис. 1.14 Изменение ИХТ с увеличением рассеяния базисных полюсов  $[0001]$ .

Углы рассеяния показаны в верхней части каждой ПФ.

Увеличение различия между ИХТ отвечает за развитие дополнительных пиков, удаленных от центра ПФ. Если  $I_1 > I_2$ , то текстура соответствует отклонению от центра ПФ в сторону НП, и наоборот, если  $I_1 < I_2$  то текстура, соответствует отклонению от центра ПФ в сторону ПН (рис. 1.15).

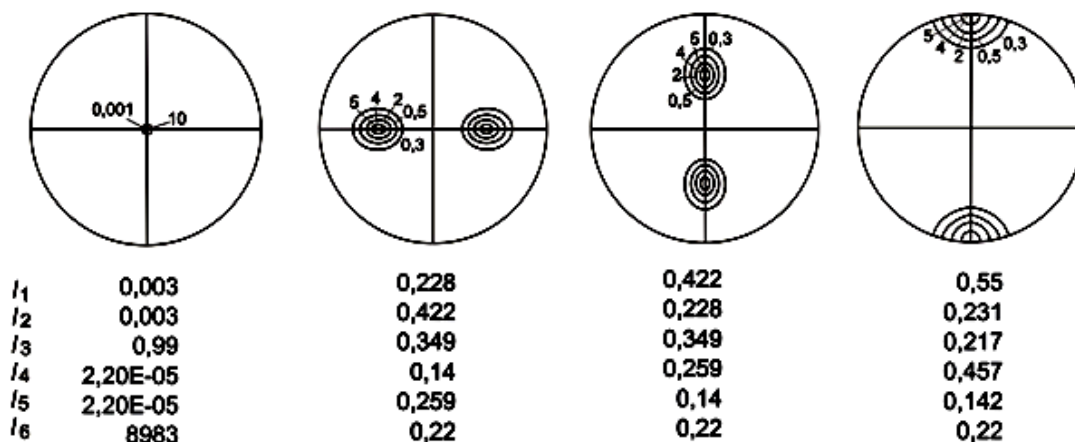


Рис. 1.15. Изменение ИХТ с увеличением наклона оси гексагональной  $[0001]$

к плоскости листа



### 1.3. Текстуры деформации ГПУ поликристаллов

Текстуры холоднокатаных гексагональных металлов и сплавов могут быть классифицированы на три группы в соответствии с их  $c/a$ , а именно материалы с  $c/a$  отношением больше, примерно равным, и меньше идеального значения 1,633. Схематические полюсные фигуры  $\{0002\}$  и  $\{10\bar{1}0\}$  для листовых текстур холодной прокатки с различными категориями  $c/a$  показаны на рис. 1.16 [8].

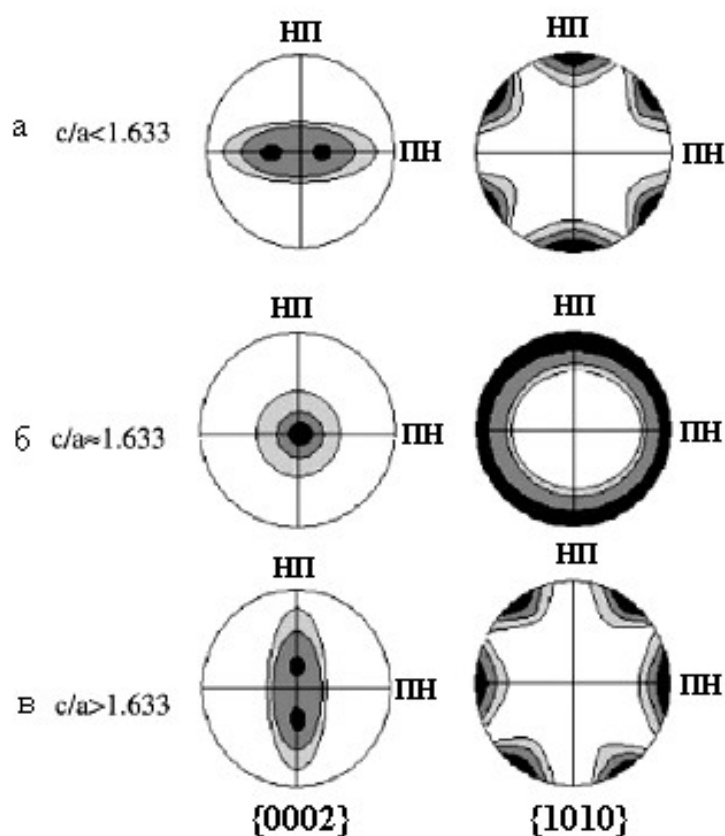


Рис. 1.16. Текстуры прокатки в ГПУ металлах с  $c/a < 1,633$  (а),  
 $c/a \approx 1,633$  (б);  $c/a > 1,633$  (в).

В металлах и сплавах, обладающих  $c/a$  меньше, чем 1,633, таких как Zr (1,589) и Ti (1,587) текстуры деформации характеризуются, как правило, отклонением базисных полюсов на  $\pm 20-40^\circ$  от нормали к листу в сторону поперечного направления. Направления  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  совпадают с направлением прокатки, а направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  совпадают с поперечным направлением (рис.

1.16, а). За текстуры этого типа с рассеянием базисных полюсов в значительной степени ответственно скольжение по призматическим плоскостям. Как видно из

табл. 1.1 сочетание призматического  $\langle 10\bar{1}0 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$  и базисного  $\langle 0001 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$  скольжения в Ti (1,587) и Zr (1,589) приводит к текстурам с базисными полюсами, отклоненными на  $\pm (20...40^\circ)$  от нормального направления к поперечному направлению (рис. 1.16, а).

Металлы и сплавы с  $c/a \approx 1,633$ , такие как Mg и его сплавы, имеют тенденцию к образованию базисных волокнистых (аксиальных или осевых) текстур (рис. 1.16, б) во время прокатки. Происхождение таких текстур может быть объяснено в рамках базисного скольжения  $\langle 0001 \rangle \langle 10\bar{2}0 \rangle$ , а также путем двойникования  $\langle 10\bar{1}2 \rangle \langle 10\bar{1}1 \rangle$  [13]. При этом в Mg, имеющем отношение  $c/a$ , близкое к идеальному значению, первичным и явно доминирующим является базисное скольжение. В Co практически единственным вариантом скольжения является базисное скольжение.

Металлы и сплавах с  $c/a$  соотношением больше идеального, таких как Zn (1,856) и Cd (1,885), как правило, проявляют текстуры деформации с базисными полюсами, отклоненными на  $\pm 15...25^\circ$  от нормального направления к направлению прокатки. Направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  совпадают с направлением прокатки, а направления  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  совпадают с поперечным направлением (рис. 1.16, в). Такие текстуры возникают за счет комбинации базисного скольжения и двойникования. Как отмечалось выше, двойники в ГПУ материалах могут быть классифицированы на две группы в зависимости от критического значения  $c/a = \sqrt{3} \approx 1,732$  [15]. Ниже или выше этого значения двойники образуются при сжатии или растяжении, соответственно. Оба металла Zn и Cd попадают в одну ту же группу, для обоих отношение  $c/a$  выше 1,732.

Главный характер текстуры деформации ГПУ металлов можно проследить на основе табл. 1.1. В качестве грубого приближения базисное  $\{0001\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  скольжение приводит к базисной текстуре для Mg ( $c/a = 1,624$ ). Действительно, при прокатке магния и его сплавов с алюминием и цинком, как правило, наблюдается очень сильная базисная текстура, где  $c$  - оси ГПУ решетки преимущественно ориентированы параллельно нормали к листу [40, 52]. Отжиг не только не устраняет, или ослабляет, но, в некоторых случаях, усиливает эту базисную текстуру [24, 53]. Напряженное состояние, которое вызывает растяжение в НН листа, будет активировать двойникование при низком напряжении. В то же время напряженное состояние, которое вызывает сжатие в НН к плоскости листа направлении, не активирует двойникование [40, 54, 55]. И, наоборот, сжатие в плоскости листа активирует двойникование. Растяжение в плоскости листа активирует двойникование меньшей степени [17]. Взаимодействие локальных неоднородностей от зерна к зерну может активировать ограниченное двойникование. В частности, в связи с ограниченным количеством независимых систем скольжения, двойникование возможно для некоторых зерен, ориентации которые выпадают из преобладающей базисной текстуры.

Сочетание базисного  $\{0001\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  и пирамидального  $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  скольжения в Zn (1,856) приводит к текстуре с базисными полюсами, отклоненными от нормального направления к направлению прокатки.

Наконец, сочетание призматического  $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$  и базисного  $\{0001\} \langle 10\bar{2}0 \rangle$  скольжения в Ti (1,587) и Zr (1,589) приводит к текстуре с базисными полюсами, отклоненными от нормального направления к поперечному направлению.

После горячей экструзии полосы сплава Mg – 14,8 % Li при 425°C в [56] наблюдалась текстура прокатки типа Ti или Zr. Появление такой текстуры было предложено в качестве доказательства роли увеличения призматического

скольжения в сплавах Mg-Li [56], так как первичной системой деформации в Ti и Zr является призматическое скольжение. Однако, когда тот же сплав после экструзии был прокатан при комнатной температуре, текстура, как правило, возвращалась к типичной текстуре прокатки магния. Некоторые исследователи считают, что призматическое скольжение в сплавах на основе Mg является фактически термически активированным режимом деформации, и его роль при повышенной температуре деформации Mg-Li сплавов может быть существенной [2].

#### 1.4. Текстура и анизотропия свойств ГПУ поликристаллов

Многие физические, химические и механические свойства кристаллов зависят от их кристаллических ориентаций. Следовательно, направленность или анизотропия этих свойств имеет место везде, где существует текстура в поликристаллических материалах. Некоторые из важных примеров: модуль упругости, коэффициент Пуассона, прочность, пластичность, магнитная проницаемость, энергия намагниченности. Эти типы анизотропии имеют место как в материалах кубической, так и более низкой симметрии кристалла. В гексагональных металлах и другие свойства, такие как тепловое расширение и электропроводность, могут также проявлять анизотропию [57-59].

Текстурное упрочнение является одним из практически важных примеров использования текстуры. Текстурным упрочнением называется увеличение прочности поликристаллического материала в определенном направлении за счет создания преимущественной ориентации кристаллов или текстуры. Например, при изготовлении сферических емкостей из титана для хранения энергоносителей под высоким давлением текстура базисного центрального типа обеспечит максимальную прочность в направлении радиуса сферического сосуда [60, 61]. Текстура Госса  $\{110\}\langle 100\rangle$  в трансформаторной стали

обеспечивает наименьшие потери на перемагничивание в сердечниках трансформаторов [1].

Большее текстурное упрочнение может быть достигнуто в гексагональных материалах вследствие того, что они обладают меньшим числом систем скольжения, чем кубические металлы и сплавы при комнатной температуре. Хотя наиболее благоприятные плоскости скольжения варьируются от металла к металлу, в зависимости от  $c/a$ , направления легкого скольжения всегда типа  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  и, следовательно, создание каких-либо компонентов нормального напряжения вдоль оси  $c$  при комнатной температуре невозможно (или очень затруднительно).

Двойникование, как правило, обеспечивает дополнительную деформацию. Тем не менее, при определенном направлении напряжений двойникование может происходить только частично. Следовательно, легкость деформации в этих металлах зависит от того, является ли приложенное напряжение сжатием или растяжением. Например, в магнии двойники образуются по системам

$\langle 10\bar{1}2 \rangle / \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ , что позволяет только растяжение кристалла вдоль его оси  $c$ . Поэтому при растяжении вдоль этой оси (при наличии двойникования) материал является мягким, а при сжатии – жесткий (без двойникования). Наоборот, материал является жестким, когда подвергается растяжению в направлении, лежащем в базисной плоскости. Таким образом, знание всех режимов деформации позволяет определить оптимальные условия для текстурного упрочнения.

В экструдированных магниевых сплавах направления  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  параллельны направлению экструзии, и это дает высокую прочность на растяжение вдоль направления экструзии, хотя при сжатии предел прочности имеет низкое значение. Например, была исследована зависимость напряжения течения от деформации при горячей обработке под действием прессования в канале

матрицы в текстурированном магниевом сплаве AZ31, включая режимы, когда  $c$  – ось прессования,  $c$  – ось растяжения, а также  $c$  – стесненная ось [62]. Три различно ориентированные в канале матрицы образцы проиллюстрированы на рис. 1.17.

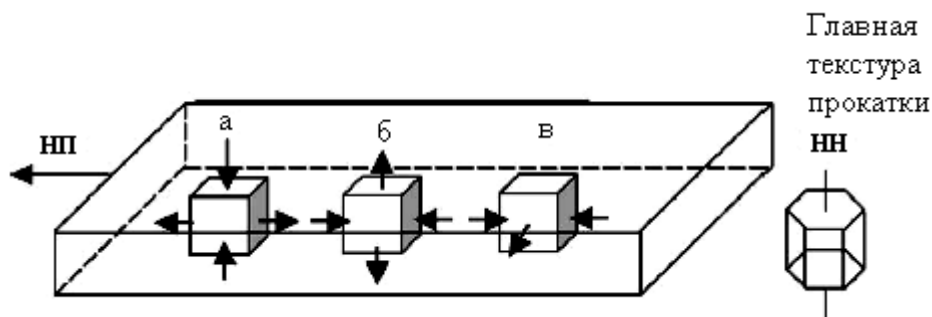


Рис. 1.17. Ориентация испытанных образцов сплава магния AZ31 текстурой относительно условий: (а)  $c$  – ось сжатия; (б)  $c$  – ось растяжения; и (в)  $c$  – стесненная ось.

Влияние текстуры можно увидеть на рис. 1.18, который показывает кривые течения при прессовании, соответствующие температуре  $300^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $0,3\text{ c}^{-1}$ .

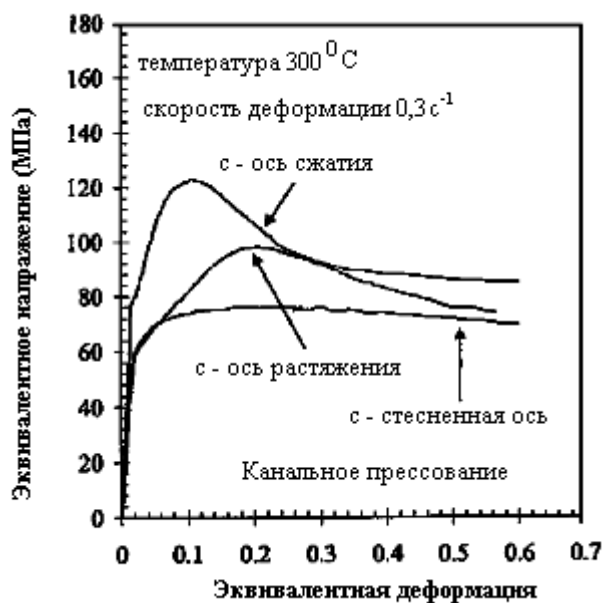


Рис. 1.18. Кривые напряжение-деформация сплава магния AZ31 при испытаниях на растяжение при  $300^{\circ}\text{C}$  со скоростью  $0,3\text{ c}^{-1}$  [62].

При комнатной температуре деформация сплава магния происходит преимущественно путем базисного скольжения, в то время как призматическое

и пирамидальное скольжение становится более заметным, когда температура повышается. Также легко происходит двойникование по системе  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ .

Когда происходит деформация в состоянии стесненности  $c$ -оси, призматическая  $\langle a \rangle$  система скольжения будет выгодна в этой ориентации, и это приводит к низкому напряжению течения и низкой степени деформационного упрочнения (рис. 1.18).

При деформации, которая происходит в состоянии, когда  $c$  – ось сжатия, призматическая  $\langle a \rangle$  система скольжения будет затруднена, а деформация, в основном, будет осуществляться путем пирамидального скольжения  $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$ , что приведет к высоким значениям напряжения течения и коэффициента деформационного упрочнения (рис. 1.18).

При деформации в состоянии, когда  $c$  является осью растяжения, призматическое  $\langle a \rangle$  скольжения будет неблагоприятным. Пирамидальное  $\{11\bar{2}2\}$

$\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  скольжение и особенно двойникование по системе  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$  переведут ось  $c$  в положение, близкое к плоскости прокатки. И тогда сжатие станет основным путем деформации, в результате чего напряжение течения и степень упрочнения показали умеренное значение (рис. 1.18) [62].

Как упоминалось выше, важным видом обработки перед использованием рулонного листового материала является его выпрямление (правка). При правке материал подвергается знакопеременному изгибу. Однако влияние такого вида деформации на текстуру и свойства материала исследовано только для определенных материалов. Так, в работе [63] высказано предположение о влиянии двойникования на снижение предела текучести сплава магния с алюминием и цинком AZ31 при небольшом числе циклов ЗИ. В работе [64] был проведен рентгеновский текстурный анализ листов магниевое сплава AZ31

после различного числа циклов деформации знакопеременным изгибом. По этим данным в модели квазимонокристалла орторомбической симметрии анализировались механические свойства монокристалла вышеупомянутого сплава и его свойства в различных направлениях в плоскости листов и их нормальном направлении. Авторы работы [65] исследовали развитие текстуры и соответствующие механизмы ее формирования при деформации знакопеременным изгибом листов сплава AZ31. В работе [66] с помощью просвечивающего электронного микроскопа и метода обратного рассеяния электронов исследовали влияние знакопеременного изгиба на двойникование в листе сплава AZ31. На сжатой стороне листа при изгибе наблюдали двойники деформации, которые оставались после снятия нагрузки. Растягивающее напряжение приводило к исчезновению всех двойников. Большинство двойников были  $\{10\bar{2}1\}$  типов. В [66] высказано предположение, что наблюдаемое двойникование и раздвойникование может влиять на анизотропию механических свойств магниевых сплавов.

В работе [67] исследовано влияние ЗИ на текстуру, структуру и механические свойства листов гексагонального титана. В процессе знакопеременного изгиба обнаружено периодическое изменение текстуры от ориентировки  $\langle 11\bar{2}4 \rangle / \langle 11\bar{2}0 \rangle$  до  $\langle 10\bar{1}4 \rangle / \langle 11\bar{2}0 \rangle$  и обратно, количества и типов двойников деформации, формирование базисных компонентов текстуры.

Данные о комплексных исследованиях влияния ЗИ на текстуру, структуру и анизотропию свойств таких перспективных сплавов, как сплав магния с цинком, цирконием и РЗМ (ZE10) и Mg-Li отсутствуют. В связи с этим и была сформулирована цель и определены задачи данного диссертационного исследования.

Выводы к разделу 1



1. Идеальное отношение параметров решетки  $c/a = 1,633$  соответствует модели ГПУ решетки, состоящей из атомов в виде соприкасающихся шаров. При отклонении  $c/a$  от идеального значения относительная плотность упаковки кристаллических плоскостей атомами изменяется, что в значительной мере предопределяет механизмы пластической деформации – плоскость первичного скольжения и систему двойникования ГПУ металлов и сплавов. По вышеупомянутому критерию все ГПУ - металлы можно разделить на три класса: 1)  $c/a > 1,633$  (Zn, Cd); 2)  $c/a \approx 1,633$  (Mg, Co); 3)  $c/a < 1,633$  (Ti, Zr, Hf и т.д.).

2. У металлов и сплавов с  $c/a > 1,633$  первичной системой скольжения при комнатной температуре является базисная  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . Металлы и сплавы с  $c/a < 1,633$  при комнатной температуре деформируются, в первую очередь, скольжением по призматической системе  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . Первичной системой скольжения при комнатной температуре у металлов и сплавов с  $c/a \approx 1,633$  является базисная  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ .

3. Двойникование в ГПУ металлах и сплавах играет особенно важную роль при деформации, так как активация пяти независимых систем скольжения, необходимых для однородного формоизменения, при комнатной температуре затруднена. В ГПУ металлах обычно наблюдаются четыре вида режимов двойникования  $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ ,  $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$ ,  $\{11\bar{2}1\}\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$  и  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ . Первые два из вышеуказанных типов двойников являются двойниками сжатия, а двойники  $\{11\bar{2}1\}\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$  возникают при растяжении вдоль оси  $c$  (двойники растяжения). Наиболее распространенной системой двойникования в ГПУ металлах является

$\{10\bar{1}2\}/\{10\bar{1}1\}$ , которая действует во всех ГПУ металлах. Двойниковый сдвиг при

режиме двойникового  $\{10\bar{1}1\}/\{10\bar{1}2\}$  меняет знак при  $c/a = \sqrt{3}$ . Двойник "сжатия", который укорачивает  $c$  - ось, активируется, если  $c/a > \sqrt{3}$ , как в Zn и Cd, в то время как двойник "растяжения" образуется, если  $c/a < \sqrt{3}$ , как в Mg, Zr и Ti.

4. Кристаллографической текстурой называют преимущественная ориентация соответствующих кристаллографических плоскостей и направлений в различных зернах поликристалла относительно его внешних плоскостей и направлений.

5. Аксиальная (осевая или волокнистая, или неограниченная) текстура возникает, когда определенные кристаллографические направления  $\langle uvw \rangle$  (ось текстуры) во всех зернах устанавливаются параллельно какому-либо внешнему направлению. Обозначение текстуры -  $\langle uvw \rangle$ .

6. Текстура прокатки (другое название - ограниченная) характеризуется тем, что определенные плоскости  $\{hkl\}$  во всех зернах параллельны одной внешней плоскости, а направления  $\langle uvw \rangle$ , лежащие в этих плоскостях, параллельны одному направлению, обозначение  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ .

7. Описание текстуры может быть проведено с помощью прямых и обратных полюсных фигур. Каждая точка на прямой полюсной фигуре представляет собой плотность вероятности совпадения определенного направления в кристалле с различными направлениями в образце. Каждая точка обратной полюсной фигуры определяет плотность вероятности совпадения направления в образце с различными направлениями в кристалле.

8. Наиболее полно и математически строго текстура описывается с помощью трехмерной функции распределения ориентировок кристаллов в поликристаллах. ФРО представляет собой плотность вероятности присутствия в образце объема  $dV$  кристаллов с ориентацией, лежащей в пределах

ориентировок  $g + dg$ . Таким образом,  $f(g)$  полностью и однозначно описывает текстуру материала.

9. Интегральные характеристики текстуры содержат необходимую информацию для предсказания тензорных свойств в любом направлении, и могут быть рекомендованы для сертификации текстурованных поликристаллических материалов.

10. Текстуры холоднокатаных гексагональных металлов и сплавов могут быть классифицированы на три группы в соответствии с их отношения  $c/a$ , а именно материалы с  $c/a$  отношением больше, примерно равным, и меньше идеального значения 1,633.

11. В металлах и сплавах с  $c/a$  меньше идеального значения 1,633 (Zr, Ti), образуются текстуры прокатки, при которых базисные полюса отклонены на  $\pm 20...40^\circ$  от нормали к листу в сторону поперечного направления, а  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  совпадают с направлением прокатки. Металлы и сплавы с  $c/a \approx 1,633$  (Mg и его сплавы) при прокатке склонны к образованию базисных волокнистых (аксиальных или осевых) текстур. В металлах и сплавах с  $c/a$  больше идеального значения (Zn, Cd) при прокатке образуются текстуры с базисными полюсами наклоненными на  $\pm 15...25^\circ$  от нормального направления к направлению прокатки. Направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  совпадают с направлением прокатки.

12. В поликристаллических материалах анизотропия физико-механических свойств обусловлена текстурой, которая возникает после механической, термической и термомеханической обработки.

13. Не изучено влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и анизотропию свойств деформируемых сплавов магния с цинком, цирконием и РЗМ (ZE10) и Mg –5% Li перспективных для применения в транспортной, аэрокосмической области и биомедицинских технологиях.

## РАЗДЕЛ 2.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

## 2.1. Материалы и их подготовка для исследования

Материалами для исследования послужили: промышленный сплав магния с цинком, цирконием, модифицированный редкоземельными металлами (РЗМ) ZE10 (Zn - 1,3%, Zr - 0,15%, РЗМ, в основном, церий - 0,2%, остальные Mg) и бинарный сплав Mg - 5% Li (масс.).

Образцы исследуемых сплавов обрабатывали по двум различным технологиям А и Б.

По режиму А литые заготовки сплавов ZE10 и Mg-5 % Li после токарной обработки прессовали при 350<sup>o</sup>C и получили брусок толщиной 6 мм и шириной 60 мм. Затем прокатали вдоль заготовки до толщины 4,5 мм за два прохода. Следующая прокатка была проведена в поперечном направлении с обжатиями 10 % за проход до толщины 2 мм за 10 проходов с промежуточным нагревом до 350<sup>o</sup>C после каждого прохода. Далее направление прокатки изменяли на 90<sup>o</sup> и делали один проход с обжатием 10 %. Затем вновь изменяли направление прокатки на 90<sup>o</sup> и в этом направлении прокатали до толщины 1 мм.

По режиму Б обрабатывали только сплав Mg-5 % Li. Для обеспечения плоской деформации заготовку сплава Mg-5 % Li подвергли экструзии через прямоугольную матрицу при температуре 350<sup>o</sup>C и в результате получили брусок толщиной 6 мм и шириной 120 мм. Далее брусок прокатали за два прохода вдоль заготовки до 4,5 мм толщиной. После каждого прохода заготовку подвергали нагреву до 350<sup>o</sup>C.

Дрессировку листов проводили с обжатиями ~ 1-2 %.

### 2.3. Исследование механических характеристик

**Знакопеременный изгиб.** Машинную правку листов моделировали с помощью ЗИ на трехроликовом гибочном устройстве (рис. 2.1). Диаметр изгибающего ролика составил 50 мм. Скорость движения металла при изгибе составила  $\sim 150$  мм/с. Один цикл изгиба состоял из перегиба в одну сторону (0,25 цикла), перегиба в другую сторону (0,75 цикла) и выпрямления (1 цикл ЗИ).

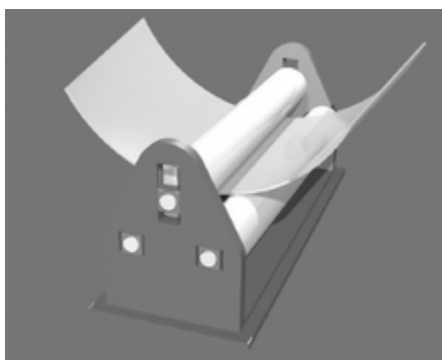


Рис. 2.1. Схема устройства для деформации знакопеременным изгибом.

**Модуль Юнга.** Для измерения модуля Юнга из исходных листов и листов после соответствующего числа циклов ЗИ вырезали партию из 7 прямоугольных образцов размером  $100 \times 10$  мм через каждые  $15^\circ$  от НП до ПН (рис. 2.2).

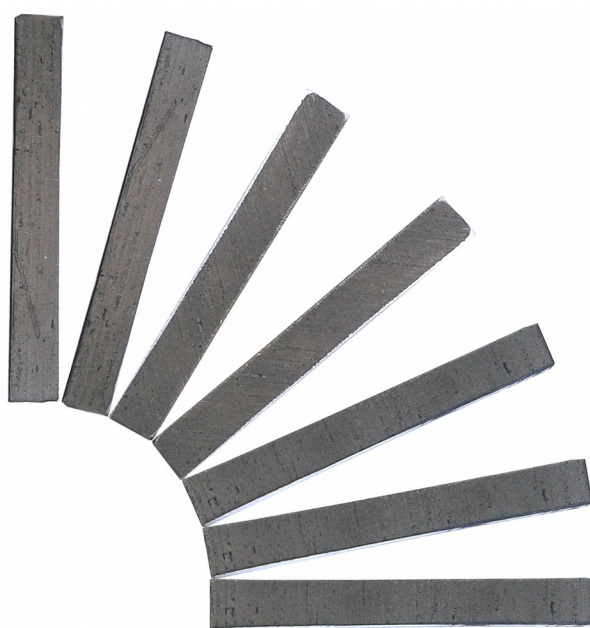


Рис. 2.2. Образцы для измерения модуля Юнга.

Модуль Юнга измеряли динамическим методом по частоте собственных изгибных колебаний образца [68]. Схема установки для измерения модуля Юнга показана на рис. 2.3.

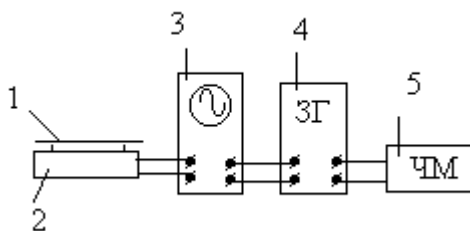


Рис. 2.3. Схема установки для измерения модуля упругости.

Свободные поперечные механические колебания в образце 1, который покоится на упругих нитях вблизи от микрофона 2, возбуждаются легким ударом графитной палочки. Электрические колебания, которые возникают в микрофоне под действием механических колебаний образца, подаются на вертикальные пластины осциллографа 3. На его горизонтальные пластины подаются электрические колебания от звукового генератора (ЗГ) 4. На экране осциллографа происходит сложение двух взаимно перпендикулярных колебаний (от микрофона и ЗГ). Если частоты сигналов совпадают, то на экране возникает эллипс. Частота измеряется частотомером (ЧМ) 5. Модуль Юнга рассчитывали по найденным частотам свободных поперечных колебаний призматического образца по соотношению [68]:

$$E = 0,968 \frac{\rho l^4}{h^2} f^2, \quad (2.1)$$

где  $E$  – модуль Юнга (Н/м<sup>2</sup>);  $\rho$  – плотность образца (кг/м<sup>3</sup>);  $l$ ,  $h$  – соответственно длина и толщина образца (м);  $f$  – частота свободных колебаний образца (Гц). Погрешность измерений не превышала 1 %.

**Одноосное растяжение.** Для проведения механических испытаний из исходного листа и из листов после изгиба на 0,5; 1,0; 3,0 и 5,0 циклов вырезали по три партии образцов для механических испытаний в направлении прокатки (НП), диагональном направлении (ДН) – под углом 45° к НП и поперечном направлении (ПН), а также образцы для исследования текстуры и структуры. Механические испытания на одноосное растяжение проводили по стандартным

методикам на разрывной машине Zwick Z250/SN5A с силовым датчиком на 20 кН при комнатной температуре для образцов, вырезанных в НП, ПН и ДН. Общая длина образцов 90 мм, ширина рабочей части – 12,5 мм. В качестве значений механических свойств принимали усредненную величину по трем партиям образцов в каждом направлении.

## 2.2. Исследования текстуры и микроструктуры

Кристаллографическую текстуру изучали рентгеновским методом [69] с построением прямых полюсных фигур (ПФ)  $\{0002\}$  и  $\{1010\}$  и обратных полюсных фигур (ОПФ) направления нормали (НН) и направления прокатки (НП). Образцы без текстуры изготовили из мелких рекристаллизованных опилок исследуемых металлов. Прямые ПФ снимали на образцах в форме диска диаметром 25 мм, вырезанных из листов. Для съемки ОПФ НП образцы набирали в виде пакета из наклеенных друг на друга полосок шириной 3 мм, вырезанных из листов (наборные образцы). Перед съемкой соответствующих полюсных фигур исследуемые поверхности образцов химически полировали на глубину 0,1 мм для снятия искаженного поверхностного слоя. Полюсные фигуры деформированных знакопеременным изгибом образцов снимали с двух сторон после соответствующего числа циклов.

Неполные прямые ПФ снимали методом Шульца «на отражение». На дифрактометре ДРОН-3м записывали текстуродиаграмму при соответствующем отражающем положении текстурованного образца, вращая его на  $360^\circ$  вокруг нормали к поверхности. Затем наклоняли образец на  $5^\circ$  и вновь производили запись текстуродиаграммы при наклоне образца в интервале углов от 0 до  $70^\circ$  шагом  $5^\circ$ . Аналогичную съемку проводили на образце без текстуры. Для съемки полных ПФ образцы утоняли шлифованием, а затем химическим полированием до толщины примерно 0,2 мм. Снимали текстуродиаграммы «на просвет», поворачивая образец через каждые  $5^\circ$  в интервале углов  $60-90^\circ$ . Затем текстуродиаграммы «на отражение» и «на просвет» соединяли, используя их

сравнение в перекрывающемся интервале углов 60-70° по соответствующей методике [69]

Съемку ОПФ образцов исследуемых сплавов и соответствующих эталонов осуществляли путем  $\theta - 2\theta$  сканирования на дифрактометре ДРОН-3м в одинаковых геометрических условиях съемки. В качестве полюсной плотности использовали отношения интегральных интенсивностей линий дифракции исследуемых образцов и эталона с нормировкой по Моррису [70]. Приведенная полюсная плотность  $P_{hkl}$  пропорциональна отношению интенсивности линии  $(hkl)$  в текстурированном образце и образце без текстуры:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0} K, \quad (2.1)$$

где нормирующий множитель  $K$  как

$$K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0} \quad (2.2)$$

где  $\sum_{\Delta} A_{hkl} = 1$ . Значение коэффициентов  $A_{hkl}$  приведены в [70]. Таким образом

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0} \quad (2.3)$$

где  $I_{hkl}^T$  – интегральная интенсивность линии  $\{hkl\}$  в текстурированном образце,  $I_{hkl}^0$  – то же для образца без текстуры.

Микроструктуру структуру сплава ZE10 исследовали на отражение от торцовых поверхностей образцов, вырезанных в НП и ПН, а сплава Mg – 5 % Li снимали от плоскости прокатки с помощью металлографического микроскопа МИМ-7, используя Веб-камеру E-TREK DEM 200 для вывода изображения структуры на монитор компьютера.

#### 2.4. Определение упругих констант монокристалла



Упругие константы монокристаллов являются фундаментальными характеристиками, отражающими упругие свойства материала и его анизотропию. Измеряют упругие константы на монокристаллах. Выращивание необходимых размеров монокристаллов сплавов представляет, как правило, значительные технические трудности. В этой связи возникает проблема определения упругих констант сплава. Ранее показано [49, 50], что представление текстуры с помощью, так называемых интегральных характеристик текстуры (ИХТ), а упругой анизотропии поликристалла в виде ряда Фурье, позволяет получить количественные выражения для расчета упругих монокристаллов сплава. ИХТ представляют собой направляющие косинусы кристалла, усредненные согласно закону распределения кристаллов по направлениям в системе координат поликристалла.

$$I_1 = \langle \alpha_{13}^2 \rangle, I_2 = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3 = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4 = \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5 = \langle \alpha_{33}^4 \rangle, I_6 = \langle \alpha_{13}^2 \cdot \alpha_{23}^2 \rangle, \quad (2.2)$$

где  $\alpha_{ik}$  являются косинусами углов, которые устанавливают ориентацию кристалла относительно координат образца; угловые скобки означают усреднение по всем ориентациям кристаллов.

Для орторомбических поликристаллических материалов с гексагональной решеткой ИХТ можно найти [49, 50] путем усреднения комбинаций направляющих косинусов оси  $c$  гексагонального кристалла по отношению к системе координат образца. Направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и направление нормали (НН) к плоскости листа являются координатными осями этой системы. Усреднение может быть выполнено путем использования прямой ПФ изотропной плоскости кристалла. Для гексагонального металла это может быть ПФ {0002}. Тогда (2.2) принимает вид [49, 50]:

$$\left. \begin{aligned} I_1 &= \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cos^2 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta; I_2 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \sin^2 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \\ I_3 &= \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin \alpha \cos^2 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta; I_4 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cos^4 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \\ I_5 &= \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \sin^4 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta; I_6 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cos^2 \beta P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \end{aligned} \right\} (2.3)$$

Только пять ИХТ являются независимыми для листовых гексагональных поликристаллов, так как

$$I_1 + I_2 + I_3 = 1. \quad (2.4)$$

В соотношениях (2.3) с помощью обозначено величина полюсной плотности полюсной фигуры в точках с полярными координатами  $(\alpha, \beta)$ .

Используя ИХТ и упругие податливости  $S_{ij}$ , зависимость модуля Юнга от направления в плоскости листа может быть выражена следующим образом:

$$E(\gamma) = [S_{11} + 2d_1 \Sigma_1(\gamma) + d_2 \Sigma_2(\gamma)]^{-1}. \quad (2.5)$$

В последнем соотношении обозначено

$$\Sigma_1(\gamma) = I_1 \cos^4 \gamma + I_2 \sin^4 \gamma + \frac{1}{4}(I_1 + I_2) \sin^2 2\gamma \quad (2.6)$$

$$\Sigma_2(\gamma) = I_6 \cos^4 \gamma + I_4 \sin^4 \gamma + 1.5I_5 \sin^2 2\gamma \quad (2.7)$$

$$d_1 = S_{13} - S_{11} + \frac{1}{2}S_{44} \quad (2.8)$$

$$d_2 = S_{11} + S_{33} - 2S_{13} - S_{44} \quad (2.9)$$

Здесь  $\gamma$  – угол между направлением прокатки и любым другим направлением в плоскости листа текстурованного гексагонального поликристалла.

Модуль Юнга  $E_{ij}$  в направлении нормали к плоскости листа выражается как

$$(E_{ij})^{-1} = S_{11} + d_1 I_3 + d_2 (1 - 2I_1 - 2I_2 + I_4 + I_5 + 2I_6). \quad (2.10)$$

Зависимость модуля сдвига от направления в плоскости листа может быть выражена через упругие константы следующим образом:

$$G(\gamma) = [d_3 + d_4 \Sigma_1(\gamma) + 2d_2 \Sigma_2(\gamma)]^{-1}. \quad (2.11)$$

В последнем выражении обозначено

$$d_3 = \frac{1}{2}S_{44} + S_{11} - S_{12}, \quad (2.12)$$

$$d_4 = S_{11} - 2S_{33} - 4S_{13} - \frac{3}{2}S_{44} + S_{12}. \quad (2.13)$$

Функции  $\Sigma_1(\gamma)$  и  $\Sigma_2(\gamma)$  зависят только от ориентаций кристаллитов в поликристаллическом образце. Анизотропия свойств поликристаллического в плоскости листа, в свою очередь, зависит от значений вышеуказанных функций в различных направлениях. Таким образом, функции  $\Sigma_1(\gamma)$  и  $\Sigma_2(\gamma)$  могут быть названы функциями упругой анизотропии.

Зависимость модуля Юнга от направления в плоскости листа, может быть представлена в виде гармонического ряда Фурье с четными гармониками, как и любой периодической функции [71]

$$E^{-1}(\gamma) = F_0 + F_2 \cos 2\gamma + F_4 \cos 4\gamma. \quad (2.14)$$

Было показано, что  $F_0$ ,  $F_2$ ,  $F_4$  можно представить с помощью комбинаций монокристаллических упругих констант и ИХТ [50]

$$F_0 = S_{11} + d_1(I_1 + I_2) + \frac{3}{8}d_2(I_4 + 2I_5 + I_6) \quad (2.15)$$

$$F_2 = \frac{1}{2}[d_1(I_1 - I_2) + d_2(I_6 - I_4)], \quad (2.16)$$

$$F_4 = \frac{1}{8}d_2(I_4 + I_6 - 6I_5). \quad (2.17)$$

Если сначала найти коэффициенты ряда Фурье из экспериментальной анизотропии модуля Юнга поликристаллического листа сплава, то упругая постоянная  $S_{11}$  монокристалла и комбинации  $d_1$  и  $d_2$  выражаются через ИХТ и коэффициенты ряда Фурье с помощью следующих уравнений

$$S_{11} = F_0 - \frac{F_2(I_1 + I_2)}{I_1 - I_2} + 4 \frac{F_4(I_6 - I_4)(I_1 + I_2)}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} - 3 \frac{F_4(I_4 + I_6 + 2I_5)}{(I_4 + I_6 - 6I_5)} \quad (2.18)$$

$$d_1 = \frac{2F_2}{I_1 - I_2} - 8F_4 \frac{I_6 - I_4}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} \quad (2.19)$$

$$d_2 = \frac{8F_4}{(I_4 + I_6 + 6I_5)} \quad (2.20)$$

Если экспериментально измерить анизотропию модуля сдвига в плоскости поликристаллического листа сплава, то остальные упругие константы монокристалла и их соответствующие комбинации (2.12) и (2.13) могут быть выражаются другими тремя уравнениями, аналогичными (2.18) - (2.20). Совместное решение всех этих шести уравнений позволяет найти все необходимые упругие константы.

## Выводы к разделу 2

1. Материалами для исследования послужили сплав магния с цинком, цирконием, модифицированный РЗМ (Zn - 1,3%, Zr - 0,15%, РЗМ, в основном, церий - 0,2%, остальные Mg) ZE10 и бинарный сплав Mg - 5% Li (масс.) после обработки по двум режимам: А) – прокатка при 350°С с изменением направления прокатки на 90° до толщины 1 мм; Б) – экструзия при 350°С через прямоугольную матрицу и последующая прокатка до толщины 4,5 мм (только сплав Mg - 5% Li (масс.)).

2. Исследуемые сплавы подвергали знакопеременному изгибу с разным числом циклов (0,5; 1% 3; 5) на трехроликовом гибочном устройстве.

3. Модуль Юнга измеряли динамическим методом по частоте изгибных колебаний плоских образцов, вырезанных из листов через каждые 15° от направления прокатки до поперечного направления.

4. Механические испытания на одноосное растяжение проводили на разрывной машине Zwick Z250/SN5A с силовым датчиком на 20 кН в направлении прокатки, в направлении под углом 45° к направлению прокатки и в поперечном направлении.

5. Текстуру исследовали рентгеновским методом с построением прямых полюсных фигур  $\{0002\}$ ,  $\{10\bar{1}0\}$  и обратных полюсных фигур направления нормали с двух сторон листов после изгиба и направления прокатки.

6. Микроструктуру структуру исследовали с помощью металлографического микроскопа МИМ-7, используя Веб-камеру E-TREK DEM 200 для вывода изображения структуры на монитор компьютера.

7. Показано, что разложение экспериментальной анизотропии упругих свойств листовых поликристаллов в ряд Фурье и представление текстуры с помощью интегральных, характеристик позволяет найти упругие константы соответствующих монокристаллов.

## РАЗДЕЛ 3.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕКСТУРУ,  
МИКРОСТРУКТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ СВОЙСТВ СПЛАВОВ МАГНИЯ  
С ОТНОШЕНИЕМ  $c/a$  БЛИЗКИМ К ИДЕАЛЬНОМУ

3.1. Влияние деформации прокаткой и экструзией на текстуру и микроструктуру  
сплавов магния ZE10 и Mg-5% Li

Как упоминалось выше (см. п. 2.1), исследуемые сплавы магния обрабатывались по двум различным режимам, условно названным А и Б. Режим А включал прокатку с многократным изменением НП на  $90^\circ$ . В режиме обработки Б применялась экструзия через прямоугольную матрицу. Ниже представлены результаты данного диссертационного исследования влияния режимов обработки на текстуру и микроструктуру сплавов магния. Влияние деформации прокаткой и экструзией на текстуру и микроструктуру сплавов магния ZE10 и Mg-5% Li [72, 73].

**Режим обработки А сплава магния ZE10.** На рис. 3.1 представлены ОПФ образцов исследуемого сплава магния ZE10 после обработки по режиму А.

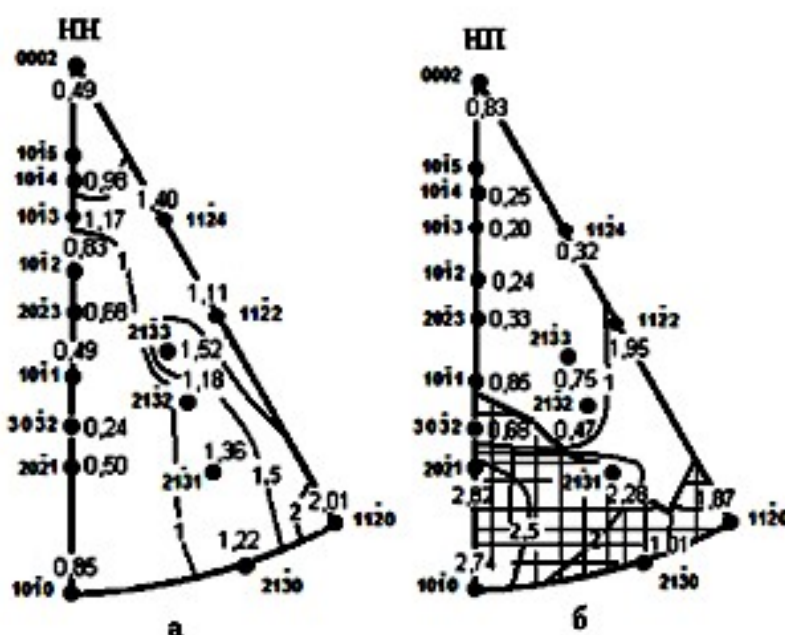


Рис. 3.1. Экспериментальные ОПФ сплава ZE10 (режим А).

На ОПФ НН (рис. 1, а) абсолютный максимум полюсной плотности величиной 2,01 совпадает с полюсом  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . На ОПФ НП максимальное значение полюсной плотности 2,82 соответствует полюсу  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$ , а в полюсе  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  величина полюсной плотности составила 2,74. Это означает, что максимальный угол отклонения оси гексагональной призмы от НН к плоскости листа сплава в сторону ПН равен  $90^\circ$ . При этом с НП совпадают направления  $\langle 10\bar{1}0 \rangle - \langle 20\bar{2}1 \rangle$ . В то же время на диагонали стереографического треугольника  $\langle 0002 \rangle - \langle 10\bar{1}0 \rangle$  на ОПФ НН в полюсе  $\langle 10\bar{1}3 \rangle$  наблюдается локальный максимум полюсной плотности 1,17, что соответствует наклону гексагональной призмы от НН в сторону НП на  $\sim 40^\circ$ . Вдоль другой диагонали стереографического треугольника при этом присутствует локальный максимум 1,4 в полюсе  $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ , что соответствует углу наклона гексагональной призмы от НН в сторону ПН на  $\sim 40^\circ$ . Также наблюдается локальный максимум полюсной плотности 1,52 в полюсе  $\langle 21\bar{3}3 \rangle$ .

Прямая ПФ листа сплава ZE10 после обработки по режиму А показана на рис. 3.2.

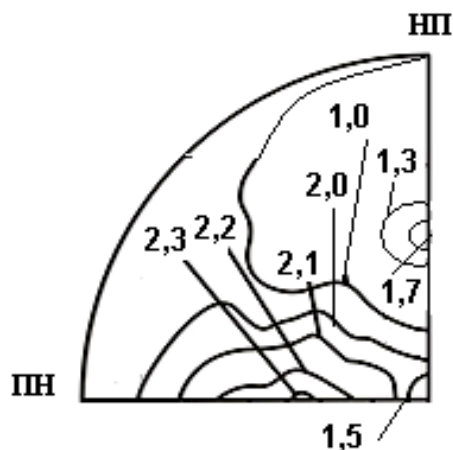


Рис. 3.2. ПФ  $\{0002\}$  листа сплава ZE10 после обработки по режиму А.

Таким образом, после обработки по режиму А текстура исходного образца характеризуется широким рассеянием базисных плоскостей в ПН с максимальным углом отклонения  $90^\circ$  и промежуточными максимумами отклонения гексагональной призмы от НН как в сторону ПН на  $40^\circ$ , так и в сторону НП на  $40^\circ$ , в отличие от текстуры, которая обычно формируется в Ti и Zr.

Этот необычный тип текстуры, развивающейся в ходе прокатки листов сплава магния с цинком и РЗМ, отмечен в литературе [74]. Было установлено, что добавление РЗМ к сплавам Mg приводит к развитию более слабых текстур по сравнению с другими сплавами магния во время прокатки или экструзии. Для объяснения этого был предложен целый ряд различных механизмов [74-76].

Так, в [75] связали формирование отклоненной в ПН базисной текстуры с частичной рекристаллизацией, протекающей в процессе горячей прокатки или промежуточного отжига. В [76] предположили, что ослабление текстуры в Mg сплавах, содержащих РЗМ, обусловлено зародышеобразованием (particle-stimulated nucleation) Mg-РЗМ частиц и закреплением ими границ зерен. В [77] сделан вывод о том, что торможение подвижности высокоугловых границ легирующими добавками приводит к ослаблению текстуры, а также развитию отклоненных к ПН базисных компонентов, как это видно и в данном исследовании. Зародышеобразование в процессе деформации в полосах сдвига и, как следствие, ослабление текстуры было обсуждено в [78, 79]. Однако еще не ясно, какой из вышеупомянутых механизмов ослабления текстуры играет основную роль в процессе рекристаллизации сплавов Mg с РЗМ [79].

В работе [79] установлено, что отклонению базисных полюсов в ПН способствует активизация небазисного, в частности, призматического скольжения при прокатке. Было показано [80], что небольшие добавки Се в Mg способствует активации призматического скольжения вследствие увеличения энергии дефектов упаковки, которое, несмотря на высокое значение критического напряжения, дает существенный вклад в общую деформацию магниевых листов даже при комнатной температуре. Процессы двойникования



также играют определенную роль в формировании наблюдаемой текстуры. В чистом магнии двойникование при комнатной температуре обычно происходит по плоскостям  $\{10\bar{1}2\}$ , хотя в ранней работе [81] наблюдали иглоподобные двойники  $\{30\bar{3}4\}$ . В работе [82] после горячей прокатки чистого магния из слитка обнаружены двойники растяжения  $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$  и двойники сжатия  $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}2\}$ .

Легирование и деформация при повышенных температурах могут изменять механизмы деформации и двойникования в сплавах магния [83]. Например, в [84] наблюдали образование двойных двойниковых структур  $\{10\bar{1}1\} - \{10\bar{1}2\}$ .

На ОПФ НП (рис. 3.1) сплава ZE10 абсолютный максимум 2,82 наблюдается в полюсе  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$ . Повышенная полюсная плотность занимает широкую область, ограниченную полюсами  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$ ,  $\langle 11\bar{2}2 \rangle$ ,  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  в заштрихованной области на рис. 3.1, б.

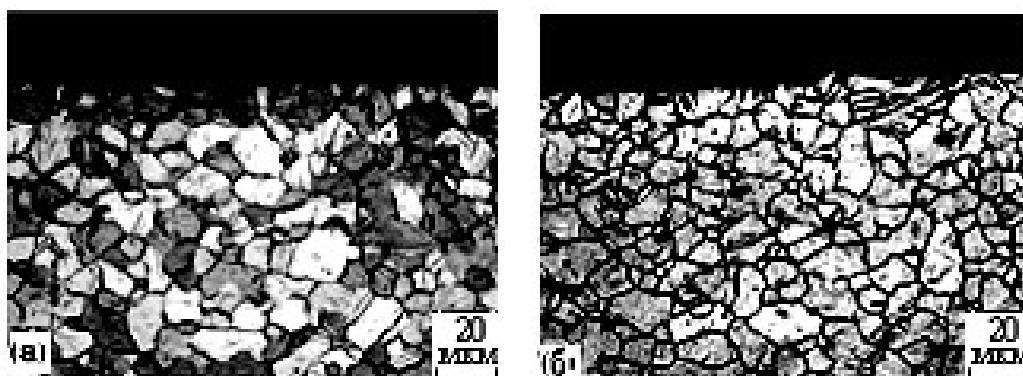


Рис. 3.3. Микроструктура сплава ZE10 (режим А). а – сечение, перпендикулярное НП, б – перпендикулярное ПН.

Согласно [84], эта область соответствует ориентациям вторичных двойников после первичного двойникования по плоскостям  $\{10\bar{1}1\}$ , что подтверждается и нашими снимками микроструктуры сплава ZE10 (рис. 3.3). Анализ показал, что в сплаве ZE10 после прокатки по режиму А наблюдаются как широкие и острые

на концах двойники, что характерно для двойников  $\{10\bar{1}2\}$ , так и (в меньшем количестве) более тонкие и спаренные двойники  $\{10\bar{1}1\}$ .

**Режим обработки А сплава Mg-5 % Li (масс).** Полученные нами экспериментальные ОПФ сплава Mg-5% Li после обработки по режиму А представлены на рис. 3.3, а прямая ПФ  $\{0002\}$  показана на рис. 3.4. Видно, что максимум полюсной плотности 4,37 на ОПФ НН (рис. 3.3,а) находится в полюсе  $\langle 0002 \rangle$  с рассеянием почти до полюсов  $\langle 10\bar{1}2 \rangle$  и  $\langle 11\bar{2}4 \rangle$ . Второй более слабый максимум полюсной плотности 4,22 находится около полюса  $\langle 21\bar{3}2 \rangle$  (что соответствует отклонению гексагональной призмы в ПН на  $\sim 70^\circ$ ) с рассеянием до полюса  $\langle 30\bar{3}2 \rangle$ . Как видно на ОПФ НП (рис. 3.3, б), направление прокатки такого листа характеризуется значительным рассеянием от кристаллографического направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  до  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

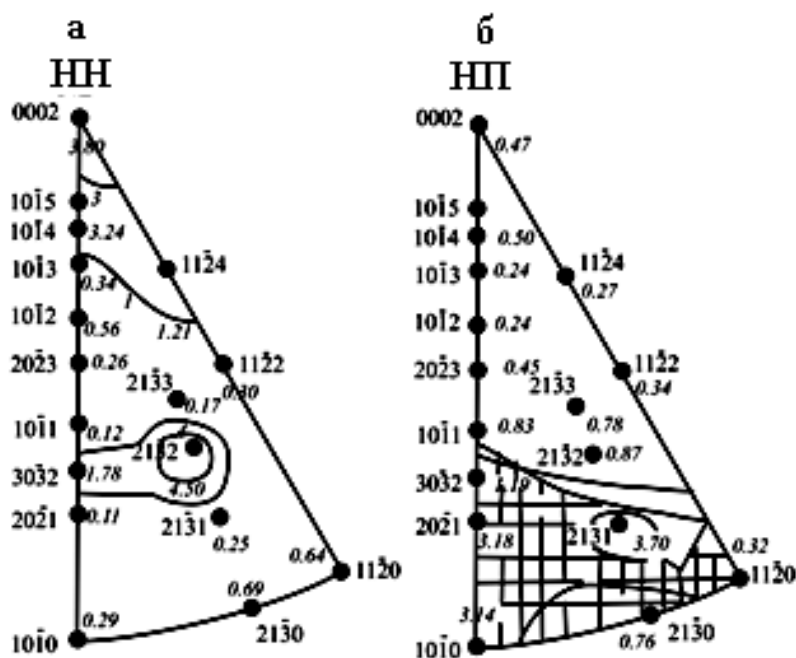


Рисунок 3.4. ОПФ сплава Mg-Li5, обработанного по режиму А.

Максимум полюсной плотности на ОПФ НП соответствует полюсу  $(21\bar{3}2)$ , вероятно, вследствие перекрытия областей рассеяния вышеуказанных кристаллографических направлений.

Таким образом, обработка сплава Mg-5 % Li (масс.) по режиму А способствует развитию расщепленной в ПН базисной текстуры в листах за счет базисного скольжения и двойникования. Двойники видны и на снимках микроструктуры (рис. 3.5).



Рис. 3.5. Микроструктура сплава Mg-5 % Li (масс.) (режим А, плоскость прокатки).

При этом формируются также компоненты двойного отклоненного на  $\sim 70^\circ$  в ПН базисного типа, как это видно на рис. 3.6.

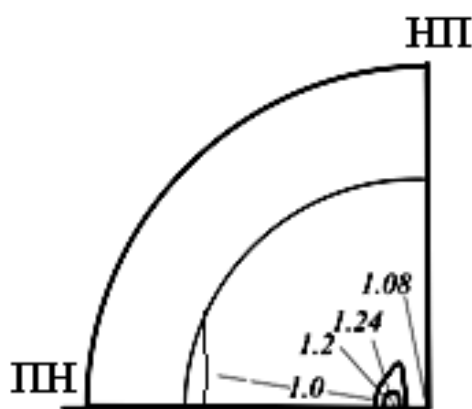


Рис. 3.6. Прямая неполная полюсная фигура  $\{0002\}$  сплава Mg-5 % Li (масс.) (режим А).

Ранее мы наблюдали подобный поворот базисных полюсов в ПН при изучении текстуры магниевого сплава с цинком, цирконий и редкоземельные

металлы (РЗМ) [85]. Это было обусловлено действием добавок РЗМ в магниевом сплаве, которые способствуют активации небазисных механизмов деформации, в частности, призматического и пирамидального скольжения дислокаций [85].

Известно, что легирование магния литием способствует рассеянию базисных плоскостей в ПН [86]. Легирование магния литием облегчает  $\langle a \rangle$  скольжение дислокаций на призматических плоскостях, потому что литий уменьшает отношение  $c/a$  [87]. Квимби др. [88] также сообщали, что в сплаве Mg-12 ат. % Li критическое напряжение сдвига (КНС) для базисного скольжения в 10 раз выше, чем в чистом магнии. Даже когда имело место  $\langle c+a \rangle$  скольжение дислокаций при деформации Mg-Li сплавов, была признано, что значительную роль играет призматическое скольжение [89]. Таким образом, текстура исходного листа сплава обусловлена активацией небазисных механизмов скольжения. Процессы двойникования также могут также играть некоторую роль в формировании наблюдаемой текстуры, как это видно на соответствующей фотографии микроструктуры (рис. 3.5).

**Режим обработки Б.** Текстура листа сплава Mg-5 % Li (масс.), полученного по режиму Б (см. п. 2.1) существенно отличается от вышеописанной. На рис. 3.7 показаны ОПФ сплава после обработки по режиму Б. На ОПФ ПН такого листа присутствует относительно слабый базисный компонент (полюсная плотность 1,14 на рис. 3.7, а) и очень сильный компонент  $(10\bar{1}0)$  (полюсная плотность 6,64 на рис. на рис. 3.7, б). Это соответствует отклонению оси гексагональной призмы на  $90^\circ$  в ПН. При этом направление прокатки на ОПФ ПН такого листа совпадает, в основном, с кристаллографическими направлениями  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  и  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  с рассеянием.

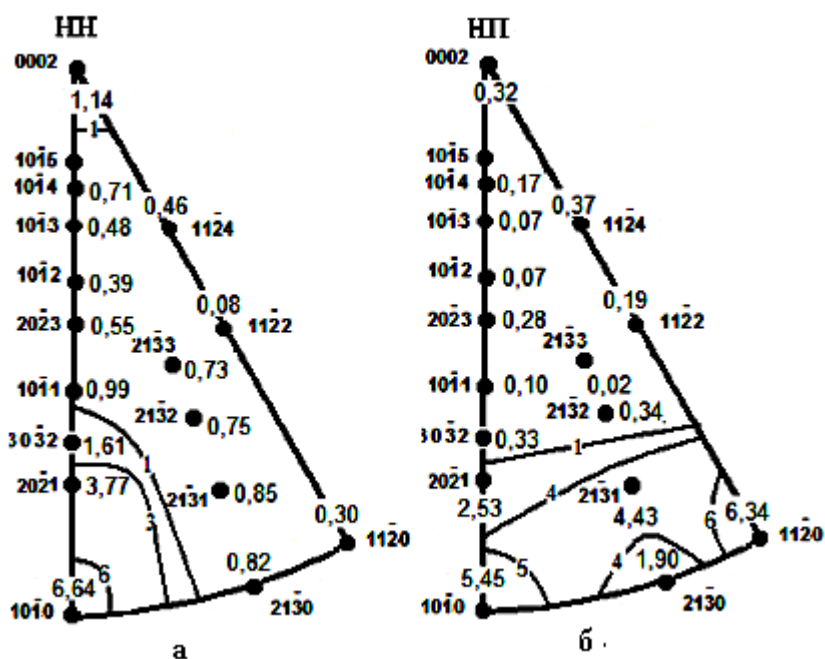


Рис. 3.7. Экспериментальные ОПФ сплава Mg-5 % Li (масс.) (режим Б).

Это объясняется тем, что добавка лития к магнию изменяет баланс механизмов деформации, что в свою очередь влияет на текстуру. Легирование магния литием способствует уменьшению отношения осей  $c/a$  и тем самым активизирует небазисные механизмы скольжения. В частности, при

повышенных температурах роль призматического  $\langle a \rangle$  скольжения  $(10\bar{1}0)(21\bar{1}0)$

дислокаций в Mg-Li сплавах может быть значительной [70]. Формированию компонентов текстуры отклоненного в ПН базисного типа, вероятно, способствует активизация призматического  $\langle a \rangle$  скольжения.



Рис. 3.8. Микроструктура сплава Mg-5 % Li (масс.) (режим Б, плоскость прокатки).

Нельзя также исключить и двойникование, так как на снимках микроструктуры (рис. 3.8) присутствуют двойники. При этом присутствуют широкие и острые на концах двойники, что является типичным для двойников  $\langle 1012 \rangle$ , а также (в меньших количествах) спаренные тонкие двойники  $\langle 1011 \rangle$  [90].

### 3.2. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру, микроструктуру и анизотропию свойств сплава магния ZE10

Как упоминалось выше, тонколистовой материал, выпускается, как правило, в рулонах. Поэтому перед использованием для обеспечения хороших показателей плоскостности его выпрямляют на роликовых правильных машинах, подвергая знакопеременному изгибу. Однако влияние такой обработки на структуру и конечные свойства поликристаллов не изучены.

Ниже представлены результаты наших исследований такого влияния на тонколистовые поликристаллы сплава магния ZE10 [85].

**Текстура и микроструктура.** На рис. 3.9 и 3.10 представлены ОПФ образцов сплава магния ZE10 после различного числа циклов ЗИ. Соответствующая микроструктура показана на рис. 3.11.

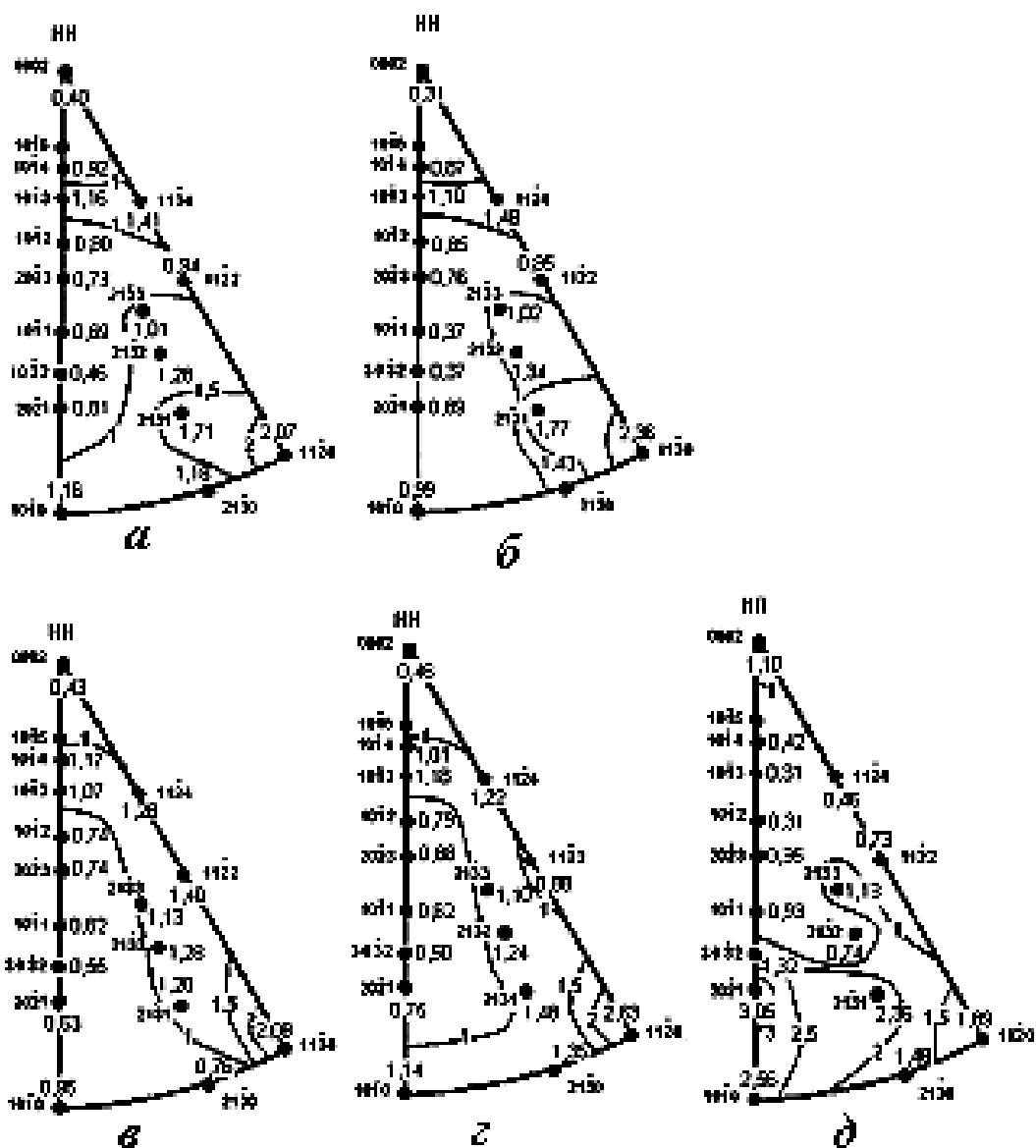


Рис. 3.9. Экспериментальные ОПФ сплава ZE10 после знакопеременного изгиба: (а, б) –  $\frac{1}{4}$ ; (в, г, д) –  $\frac{1}{2}$  циклов; а, г – растянутая сторона листа; б, в – сжатая сторона листа; д – ОПФ НП после 0,5 цикла ЗИ.

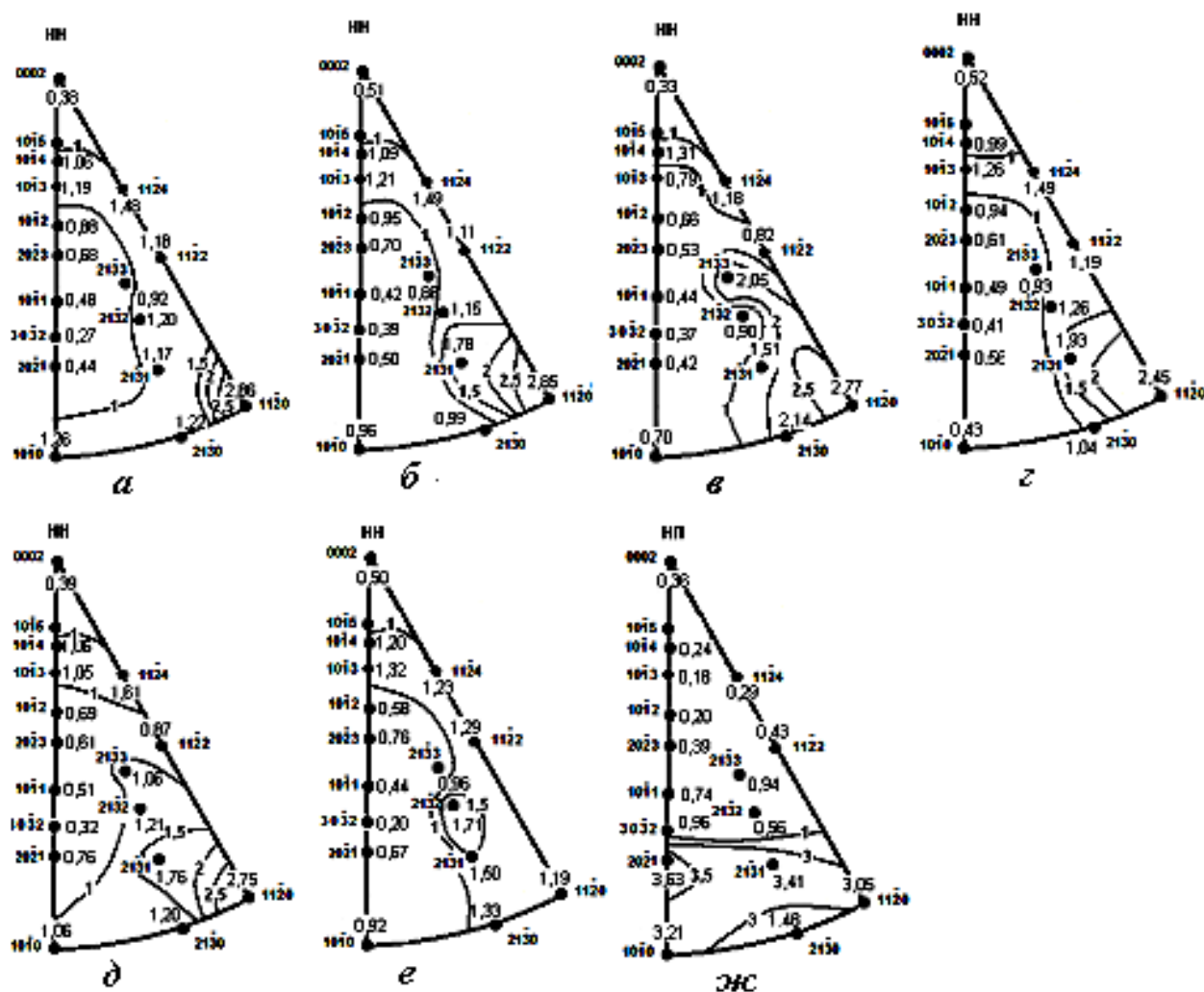


Рис. 3.10. Экспериментальные ОПФ сплава ZE10 после знакопеременного изгиба: (а, б) – 1; (в, г) – 3; (д, в, ж) – 5 циклов; (а, г, д) – растянутая сторона листа; (б, в, е) – сжатая сторона листа; ж – ОПФ НП после 5 циклов ЗИ.

Выше было показано, что после горячей обработки текстура исходного образца сплава ZE10 характеризуется широким преимущественным рассеянием базисных плоскостей в ПН с максимальным углом отклонения  $90^{\circ}$  и промежуточными максимумами отклонения гексагональной призмы от НН как в сторону ПН на  $40^{\circ}$ , так и в сторону НП на  $40^{\circ}$ , в отличие от текстуры, которая обычно формируется в Ti и Zr.

Характер рассеяния текстуры и величина полюсной плотности на ОПФ сплава ZE10 изменяются в зависимости от количества циклов ЗИ (рис. 3.8 и 3.9). Подобные изменения текстуры на определенной стадии ЗИ свидетельствуют о деформационных процессах скольжения и двойникования



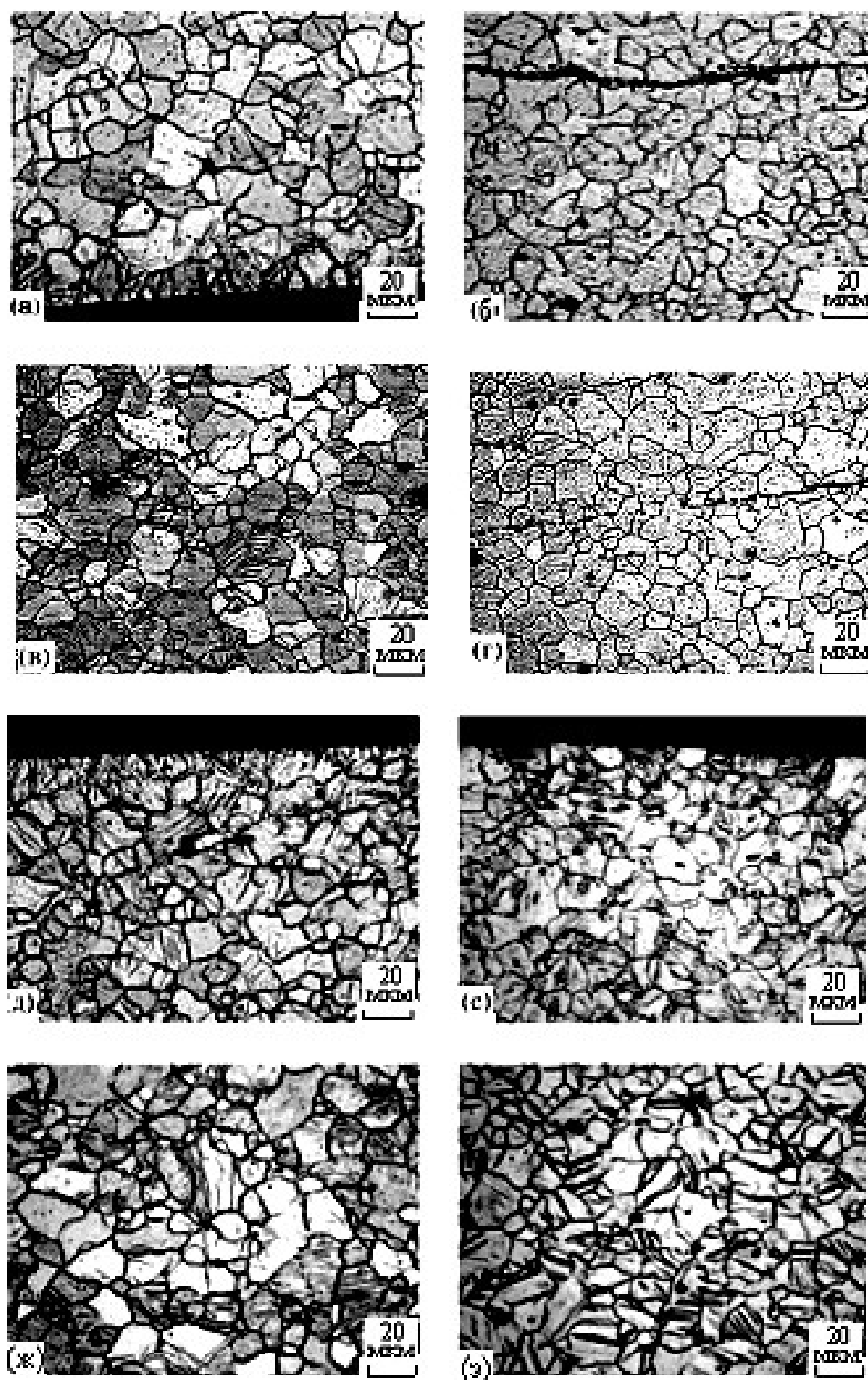


Рис. 3.11 Микроструктура образцов сплава ZE10 после знакопеременного изгиба: (а, б)  $\frac{1}{2}$ ; (в, г) – 1; (д, е) – 3 и (ж, з) – 5 циклов соответственно. Левая колонка соответствует сечению, перпендикулярному НП, правая – сечению, перпендикулярному ПН.

Согласно [70], развитие текстуры обеспечивается в результате динамического равновесия изменений ориентаций кристаллов путем

призматического скольжения в направлении  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , с одной стороны, и двойникования, с другой стороны.

Так, после  $\frac{1}{4}$  цикла ЗИ на ОПФ НН растянутой (выпуклой) стороны листа рассеяние полюсной плотности достигает полюса  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , где установлено ее значение 1,16 (рис. 3.9, а), в то время как в исходном листе соответствующее значение составило 0,65. На ОПФ НН сжатой стороны листа (вогнутой) полюсная плотность в полюсе  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  увеличилась от 2,01 в исходной текстуре (рис. 3.1, а) до 2,36 после  $\frac{1}{4}$  цикла ЗИ (рис. 3.9, б). Такие изменения распределения полюсной плотности на растянутой и сжатой стороне листа могут быть обусловлены действием призматического скольжения при растяжении и сжатии соответственно [70]. При этом на ОПФ НП распределение полюсной плотности практически не изменилось.

После 0,5 цикла ЗИ (рис. 3.9, в) текстура имеет черты, подобные как исходной текстуре сплава (рис. 3.1, а), так и текстуре после изгиба на  $\frac{1}{4}$  часть цикла (рис. 3.9, а). Однако растянутая и сжатая сторона листа после деформации  $\frac{1}{4}$  и  $\frac{1}{2}$  циклами ЗИ как бы поменялись местами. При этом на ОПФ НП после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ полюсная плотность двойниковой ориентации  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$  увеличилась до значения 3,05 (рис. 3.9, в). Увеличение количества двойников наблюдается и на соответствующих снимках микроструктуры (рис. 3.11, а, б) по сравнению с исходным состоянием (рис. 3.3).

После деформации 1 циклом ЗИ (рис. 3.10, а, б)) в листах сформировалось распределение ориентаций кристаллов, подобное текстуре после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ (рис. 3.9, в, г). При этом распределения полюсной плотности на ОПФ НН растянутой и сжатой сторонах листа как бы поменялось местами.

Текстура листа после 3 циклов ЗИ (рис. 3.10, в, г) в целом аналогична таковой после 1 цикла ЗИ, но полюсная плотность ориентировки  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  стала меньше 1. При этом наметилась тенденция к уменьшению полюсной плотности

$\{11\bar{2}0\}$ . На соответствующих микрофотографиях прослеживается увеличение количества наблюдаемых двойников (рис. 3.11, д, е) по сравнению с предыдущим этапом ЗИ. Вышеописанное изменение текстуры и микроструктура после 3 циклов ЗИ позволяет предположить, что на данном этапе ЗИ роль двойникования усилилась.

При увеличении числа циклов ЗИ до 5 ОПФ НН растянутой и сжатой сторон листа снова как бы обмениваются местами по сравнению с предыдущим этапом ЗИ. При этом полюсная плотность  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  на растянутой стороне листа превысила 1 (рис. 3.10, д). На ОПФ НП полюсная плотность двойниковой ориентировки  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$  увеличилась до значения 3,63. Возросло также число наблюдаемых в соответствующей микроструктуре двойников (рис. 3.11, ж, з), что свидетельствует об увеличении роли двойникования с ростом числа циклов ЗИ в отличие от титана [67].

**Упругие свойства.** Вышеописанная текстура исходного листа и изменения текстуры после деформации различным числом циклов ЗИ обуславливают наличие анизотропии физико-механических свойств листов. Как в исходном листе сплава ZE10, так и после ЗИ наблюдается анизотропия упругих свойств в плоскости прокатки (рис. 3.12). В исходном листе после обработки по режиму А минимальное значение модуль Юнга принимает в ДН (то есть в направлении, отклоненном от НП на  $45^\circ$ ), максимальное – в НП, а в ПН – промежуточное значение (рис. 3.12, а). Деформация  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ изменило характер анизотропии модуля Юнга в плоскости листа. Теперь минимум модуля упругости наблюдается в ПН, максимум – в ДН, а в НП – промежуточное значение (рис. 3.12, б). После 1 цикла ЗИ характер анизотропии модуля Юнга вновь изменился. Минимальное значение соответствует НП, максимум модуля Юнга наблюдается в ДН, а в ПН соответствует промежуточная величина между вышеуказанными значениями.

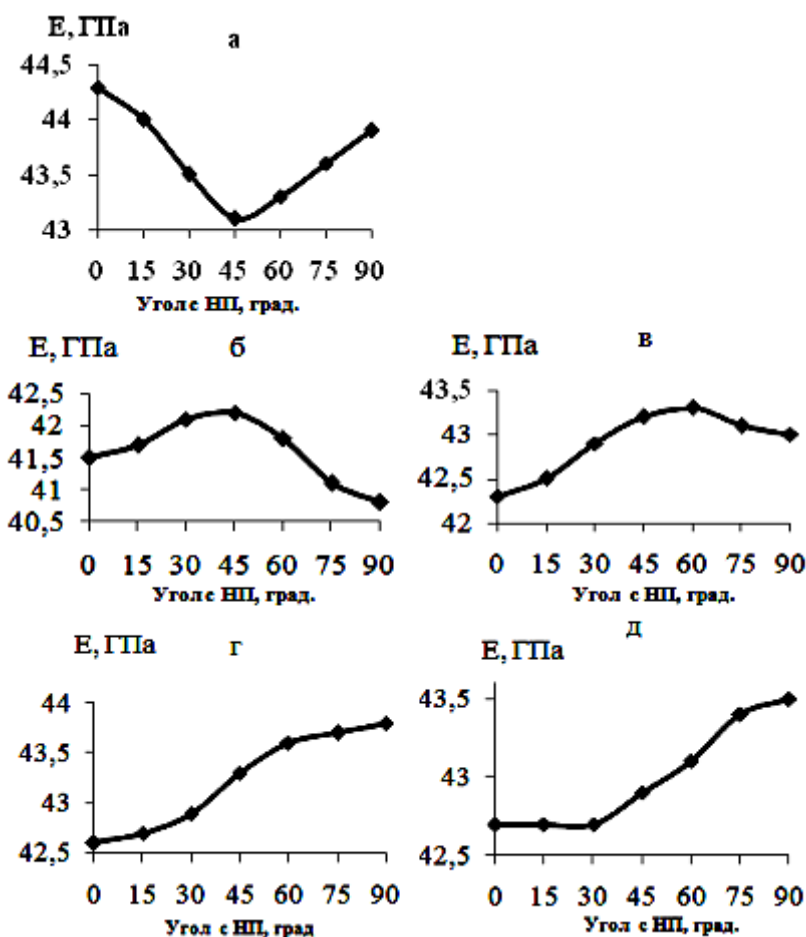


Рис. 3.12. Упругие свойства листовых поликристаллов сплава ZE10: (а) – исходный лист; (б-д) – после  $\frac{1}{2}$ , 1, 3 и 5 циклов ЗИ, соответственно.

После 3 и 5 циклов ЗИ характер анизотропии модуля Юнга в плоскости листа стабилизируется. При этом минимум модуля упругости наблюдается в НП, а максимум – в ПН (рис. 3.12, г, д). Величина анизотропии свойств имеет важное прикладное значение. Например, при штамповке анизотропия может привести к искажению формы детали.

Количественно величину анизотропии можно представить при помощи коэффициента анизотропии по соотношению

$$\eta = \frac{F_{\max} - F_{\min}}{F_{\min}} \cdot 100\%, \quad (3.1)$$

где  $F$  – значение соответствующего свойства.

Воспользовавшись соотношением (3.1), получим, что в исходном листе сплава ZE10  $\eta = 2,7\%$ ; после деформации  $\frac{1}{2}$ , 1, 3 и 5 циклами ЗИ  $\eta = 3,4; 2,3; 2,9$  и  $1,8\%$  соответственно. Видно, что коэффициент анизотропии упругих

свойств листа сплава ZE10 минимален после 5 циклов ЗИ. Таким образом, для минимизации упругой анизотропии листов сплава магния ZE10 можно рекомендовать деформация знакопеременным изгибом числом не менее 5 циклов.

**Механические свойства.** В листах сплава также имеет место анизотропия механических свойств (рис. 3.13) [85]. В исходном листе условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление разрушению  $\sigma_B$  в НП значительно больше, чем в ПН (рис. 3.12). Анизотропия относительного удлинения  $\Delta l/l$  носит противоположный характер. Аналогичное поведение механических характеристик исследуемого сплава ZE10 наблюдали ранее в работах [73, 91] и показали, что текстура, характеризующаяся преимущественным отклонением базисных плоскостей в сторону ПН, гораздо более благоприятна для деформации, вследствие широкого рассеяния ориентации зерен, которое предотвращает преждевременную локализацию скольжения в базисных плоскостях. Поскольку отношение  $c/a$  гексагональной решетки Mg (1,624) меньше, чем  $\sqrt{3}$ , двойники растяжения легко активируются при растяжении в направлении оси  $c$  [92], которая расположена преимущественно в ПН (рис. 3.9). Это проявляется в характере анизотропии. После деформации  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ характер анизотропии механических свойств меняется незначительно. Условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  уменьшается в НП (рис. 3,13, *a*) после деформации ЗИ 1 и 3 циклами, а после 5 циклов ЗИ возрастает до его значения в исходном листе. В ПН  $\sigma_{0,2}$  сначала незначительно уменьшается после деформации ЗИ  $\frac{1}{2}$  цикла, затем несколько возрастает после деформации ЗИ 3 циклами, после 5 циклов ЗИ практически не изменяется.

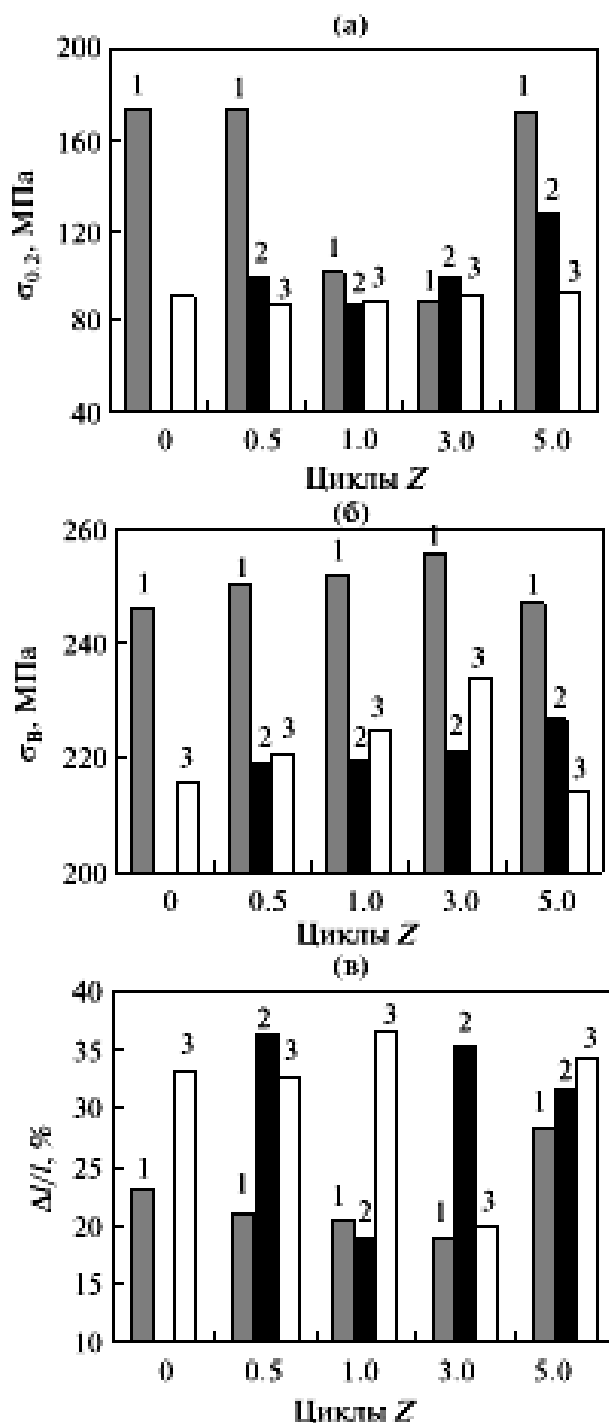


Рис. 3.13. Зависимость условного предела текучести (а), предела прочности (б) и относительного удлинения  $\Delta l/l$  (в) сплава ZE10 от числа циклов знакопеременного изгиба. 1, 2, 3 соответствуют измерению в НП, ДН и ПН соответственно.

Временное сопротивление  $\sigma_B$  в НП и ПН растет, а в ДН практически не изменяется после деформации 3 циклами ЗИ включительно. После деформации

5 циклами ЗИ  $\sigma_B$  в НП и ПН заметно уменьшилось, а в ДН возросло. Относительное удлинение  $\Delta l/l$  показывает тенденцию, противоположную  $\sigma_B$ .

Средние значения по направлению измерения  $\sigma_{0.2}$  и  $\Delta l/l$  после деформации 3 циклами ЗИ достигают минимума, и далее возрастают, в то время как соответствующая средняя величина  $\sigma_B$  показывает максимум после 3 циклов ЗИ, а затем заметно уменьшается.

В исходном материале  $\eta = 91,2\%$  для  $\sigma_{0.2}$ ,  $\eta = 14\%$  для  $\sigma_B$  и  $\eta = 85,3\%$  для  $\Delta l/l$ . При увеличении числа циклов ЗИ коэффициент анизотропии показывает тенденцию к уменьшению и после 3 циклов достигает минимального значения 12,4 % и 9,4 % соответственно для  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_B$ .

После 5 циклов ЗИ коэффициенты анизотропии выросли и составили 86 и 15,4 % для  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_B$ , соответственно. Коэффициент анизотропии  $\Delta l/l$  уменьшился до 21,4 % после 5 циклов ЗИ.

**Корреляция текстуры и механических свойств.** Проанализируем наблюдаемую анизотропию механических характеристик и ее изменение в связи с кристаллографической текстурой после соответствующих циклов ЗИ. Количественно изменения текстуры можно описать изменением нормированных значений полюсной плотности  $P_{\text{отн}}$  на ОПФ (НН) (рис. 3.9 и 3.10), превышающей 1, что соответствует образцу без текстуры. Другими словами, примем приближение, что вклад в механические свойства вносят только те компоненты текстуры, полюсная плотность которых больше единицы. В таком случае нужно произвести перенормировку полюсной плотности с учетом лишь вышеуказанных компонентов текстуры. С этой целью сначала усредним значения полюсной плотности (превышающие 1), полученные для двух сторон листов после каждого числа циклов ЗИ на ОПФ (НН) (рис. 3.9 и 3.10). Таким образом, найдем средние значения полюсных плотностей  $P_{10\overline{1}3}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{10\overline{1}4}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{10\overline{1}0}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{11\overline{2}4}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{11\overline{2}2}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{21\overline{3}3}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{21\overline{3}2}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{21\overline{3}1}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{21\overline{3}0}^{\tilde{n}\delta}$ ,  $P_{11\overline{2}0}^{\tilde{n}\delta}$  для исходного образца и образцов после соответствующего числа циклов ЗИ. В качестве нормировочного множителя используем сумму средних значений вышеуказанных полюсных плотностей  $\sum P_{hki}^{\tilde{n}\delta}$  для соответствующего

числа циклов. Теперь определим относительный вклад в текстуру каждой из вышеуказанных  $P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$  для каждого числа циклов, разделив на сумму  $\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$ , то

есть найдем отношение  $\frac{P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}{\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}$  для соответствующего цикла ЗИ. В принципе,

последнее отношение имеет смысл объемной доли соответствующего компонента текстуры в указанном выше приближении. Учитывать вклад каждого компонента текстуры в механические свойства теперь будем в виде

сумм произведений  $P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$  на его объемную долю  $\frac{P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}{\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}$ , то есть в виде

$P_{i\delta i} = \sum (P_{hkil}^{\tilde{n}\delta} \times \frac{P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}{\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}})$ , которые назовем нормированными значениями

полюсной плотности  $P_{i\delta i}$ .

Нормированные значения полюсной плотности  $P_{i\delta i}$  представлены в табл. 3.1.

Таблица 3.1.

Нормированные значения полюсной плотности  $P_{отн}$

Циклы	0	1/2	1	3	5
$P_{i\delta i}$	1,21	1,18	1,30	1,32	1,22

Сопоставление  $P_{i\delta i}$  с соответствующими значениями прочностных свойств показало, что существуют значимые линейные корреляционные связи между  $P_{i\delta i}$  и усредненными по направлению величинами  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_A$  и  $\Delta l/l$ , показанными на рис. 3.13. Нами получены следующие уравнения регрессии с коэффициентами надежности аппроксимации  $R_{0,2}^2 = 0,78$ ,  $R_A^2 = 0,70$ ,  $R_{\Delta l/l}^2 = 0,76$ :

$$\sigma_{0,2} = -284,9(P_{i\delta i}) + 468,9, \quad (3.2)$$

$$, \quad (3.3)$$

$$\Delta l/l = -40,7(P_{i\delta i}) + 78,7. \quad (3.4)$$

На рис. 3.14 представлены зависимости (3.2) – (3.4).



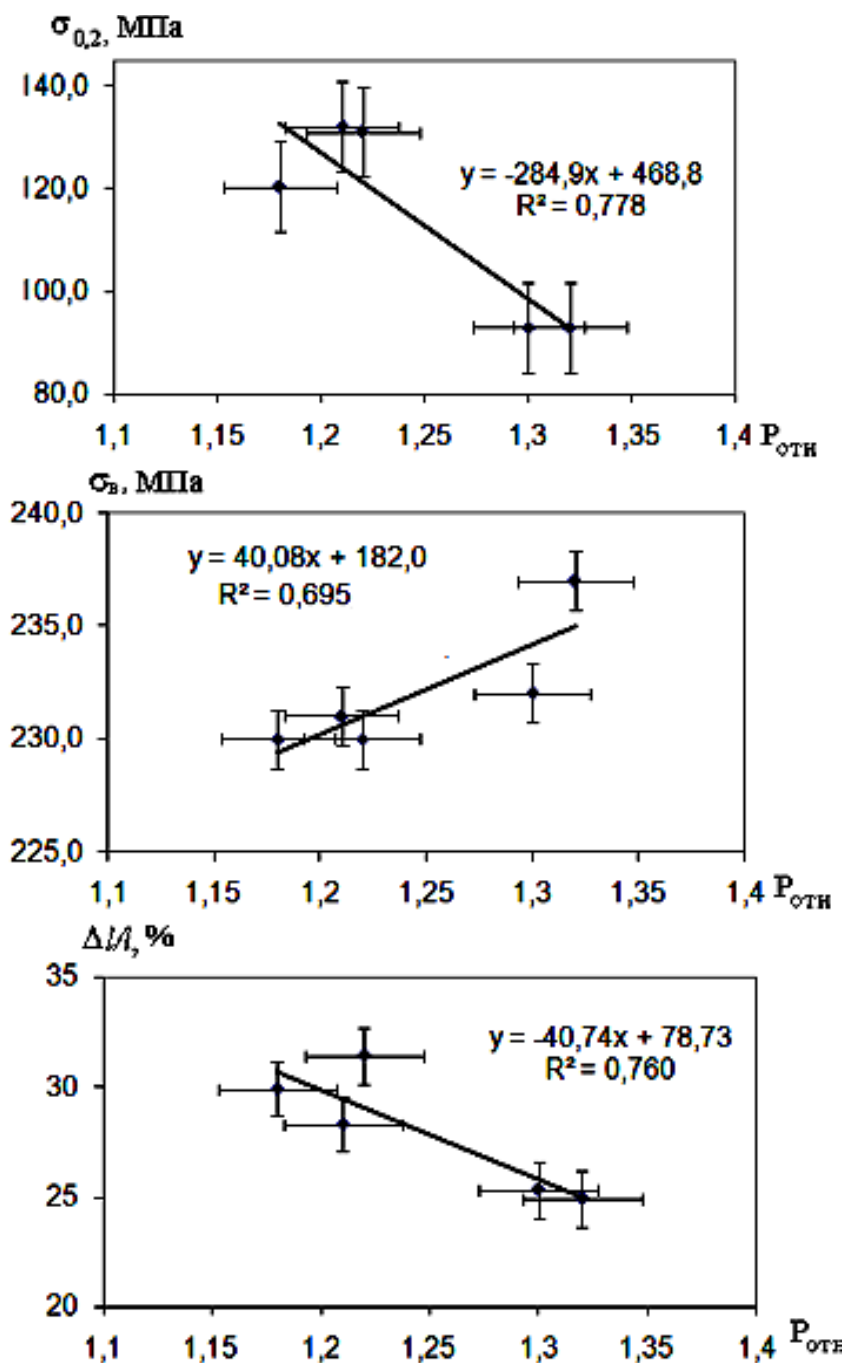


Рис. 3.14. Корреляция между характеристиками текстуры и механическими свойствами сплава ZE10 после деформации знакопеременным изгибом.

Таким образом, наблюдаемая анизотропия механических характеристик и ее изменение с ростом числа циклов ЗИ в значительной степени обусловлены соответствующими изменениями текстуры.

Наиболее резко влияние ЗИ проявляется на параметрах структуры и механических свойствах, которые чувствительны к малым деформациям при испытаниях на растяжение. Это текстура, предел текучести и двойники.

### 3.3. Влияние деформации знакопеременным изгибом на текстуру, микроструктуру и анизотропию свойств сплава Mg-5% Li

Легирование магния литием (Li) с плотностью 530 кг/м<sup>3</sup>, не только позволяет значительно снизить плотность Mg, но также заметно повышает пластичность и ударную прочность гексагональных магниевых сплавов [93]. Бинарные сплавы системы магний-литий часто служат в качестве основы для промышленных конструкционных сплавов магния [94, 95].

Значительное количество работ посвящено исследованию свойств и структуры двухфазных сплавов магний-литий [94, 96].

В последнее время внимание ученых стали привлекать однофазные сплавы магний-литий с гексагональной структурой. Они обладают достаточной пластичностью, которая улучшается с увеличением содержания лития. Несмотря на то, что пластичность бинарных сплавов Mg-Li возрастает с увеличением содержания лития, прочность их все еще может быть достаточна для многих биомедицинских применений. [4].

В работе [97] исследовали образцы традиционного сплава AZ31 магния и бинарного  $\alpha$ -твердого раствора Mg – 4 % Li с аналогичными исходными текстурами и микроструктурами после плоской деформации при различных температурах деформации от 298 К до 673 К. Было показано, что добавление лития к магнию вызвало заметное улучшение пластичности при комнатной температуре в связи с повышенной активностью небазисного скольжения, в частности,  $\langle c+a \rangle$  режима скольжения. Авторы также предложили, что добавление лития к магнию уменьшает пластическую анизотропию, характерную для коммерческих сплавов магния.

Проведено исследование влияния деформации сжатием на развитие текстуры гексагональных бинарных сплавов магний-литий или магний – иттрий [56]. Установлено, что с увеличением содержания лития или иттрия в магнии имеет место тенденция к отклонению базисных полюсов (0002) от направления

нормали (НН) к плоскости листа в сторону направления прокатки (НП) за счет активации не базисных режимов скольжения.

Несмотря на то, что влияние лития на микроструктуру и механические свойства магниевых сплавов известно, многие вопросы формирования текстуры и анизотропии свойств (в частности, упругих) при различных видах термической обработки и деформации магниевых сплавов с литием еще недостаточно изучены. Например, открытым является вопрос, как ведут себя бинарные сплавы магний-литий с гексагональной структурой при растяжении и сжатии, что важно при правке листового металла перед использованием.

Ниже представлены результаты нашего диссертационного исследования влияния знакопеременного изгиба на структуру и свойства поликристаллов бинарного сплава магний – литий Mg – % 5 Li [98 -100].

**Знакопеременный изгиб тонколистовых поликристаллов.** Исходные тонколистовые поликристалла сплава были получены путем обработки слитка по режиму А (см. п. 2.1).

На рис. 3.15 представлены ОПФ образцов бинарного сплава магния Mg-5% Li, а на рис. 3.16 показаны прямые неполные ПФ после различного числа циклов ЗИ. Различие в численном значении полюсной плотности на ОПФ и прямых ПФ связано с их различной нормировкой. Соответствующая микроструктура показана на рис. 3.17.

**Текстура.** Выше было показано (см. п.3.1), что текстура исходного листового поликристалла бинарного сплава Mg – 5 % Li быть описаны как сложная текстура отклоненного базисного типа с углами отклонения базисной плоскости к ПН на углы примерно от 15 до 70° (Напомним, что ПН совпадает с первоначальным НП). На ОПФ НП область повышенной полюсной плотности занимает область, ограниченную полюсами  $\langle 30\bar{3}2 \rangle$ ,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  и  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , с абсолютным максимумом на полюсе  $\langle 21\bar{3}1 \rangle$  (см. рис. 3.4). Таким образом, направление прокатки в основном совпадает с кристаллографическим направлением  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  с рассеянием до  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

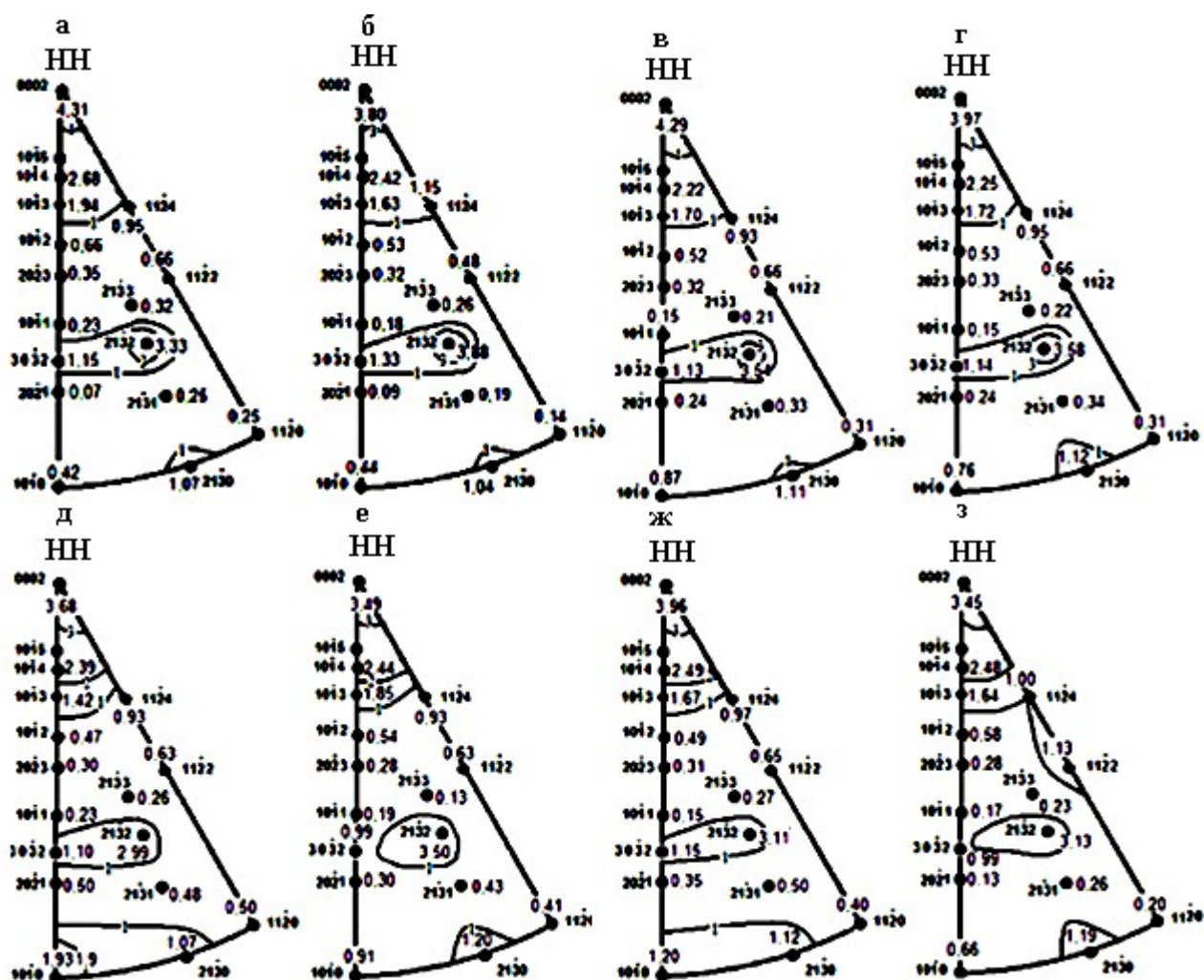


Рис. 3.15. Экспериментальные ОПФ сплава Mg – 5 % Li после различного числа циклов ЗИ: (а, б) – ½; (в, г) – 1,0, (д, е) – 3,0 и (ж, з) – 5,0 циклов. (д, е, ж, з) соответствуют растянутой стороне листа; (б, в, е, ж) – растянутая сторона листов сплава; (а, д, г, з) – сжатая сторона, соответственно.

Вышеописанная текстура исходного листа отличается от базисной центрального типа текстуры чистого магния.

Анализ ОПФ сплава Mg – 5 % Li (масс.) показал, что после деформации знакопеременным изгибом текстура и ее рассеяние изменяются с увеличением числа циклов ЗИ (рис. 3.15 и 3.16). После деформации ½ и 1 циклами ЗИ ОПФ (рис. 3.15, а, б и в, г) изменяются мало. Например, полюсная плотность на ОПФ НН в полюсе  $\langle 0002 \rangle$  на сжатой стороне листа после ½ цикла увеличилась до значения 4.31. В исходном листе она составляла 3,80 (рис. 3.4). На растянутой стороне листа соответствующая величина не изменилась. Полюсная плотность в полюсе  $\langle 21\bar{3}2 \rangle$  в несколько снизилась после ½ цикла ЗИ.

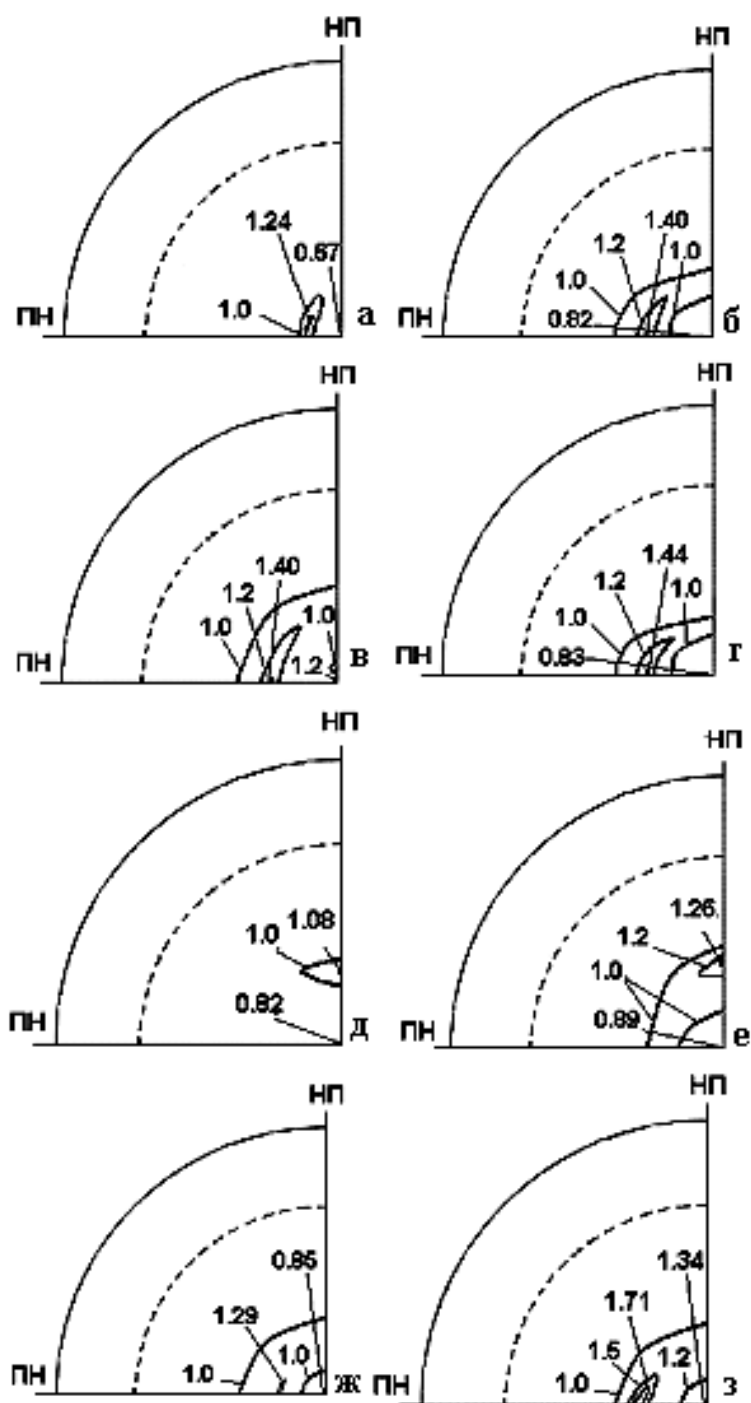


Рис. 3.16. Экспериментальные неполные прямые полюсные фигуры  $\{0002\}$  поликристаллов сплава Mg – 5 % Li (масс.) после деформации различным числом циклов ЗИ: (а, б) –  $\frac{1}{2}$ ; (в, г) – 1,0, (д, е) – 3,0 и (ж, з) – 5,0, циклов. (а, г, в, з) соответствуют сжатой стороне листа; (б, в, е, ж) растянутой стороне.

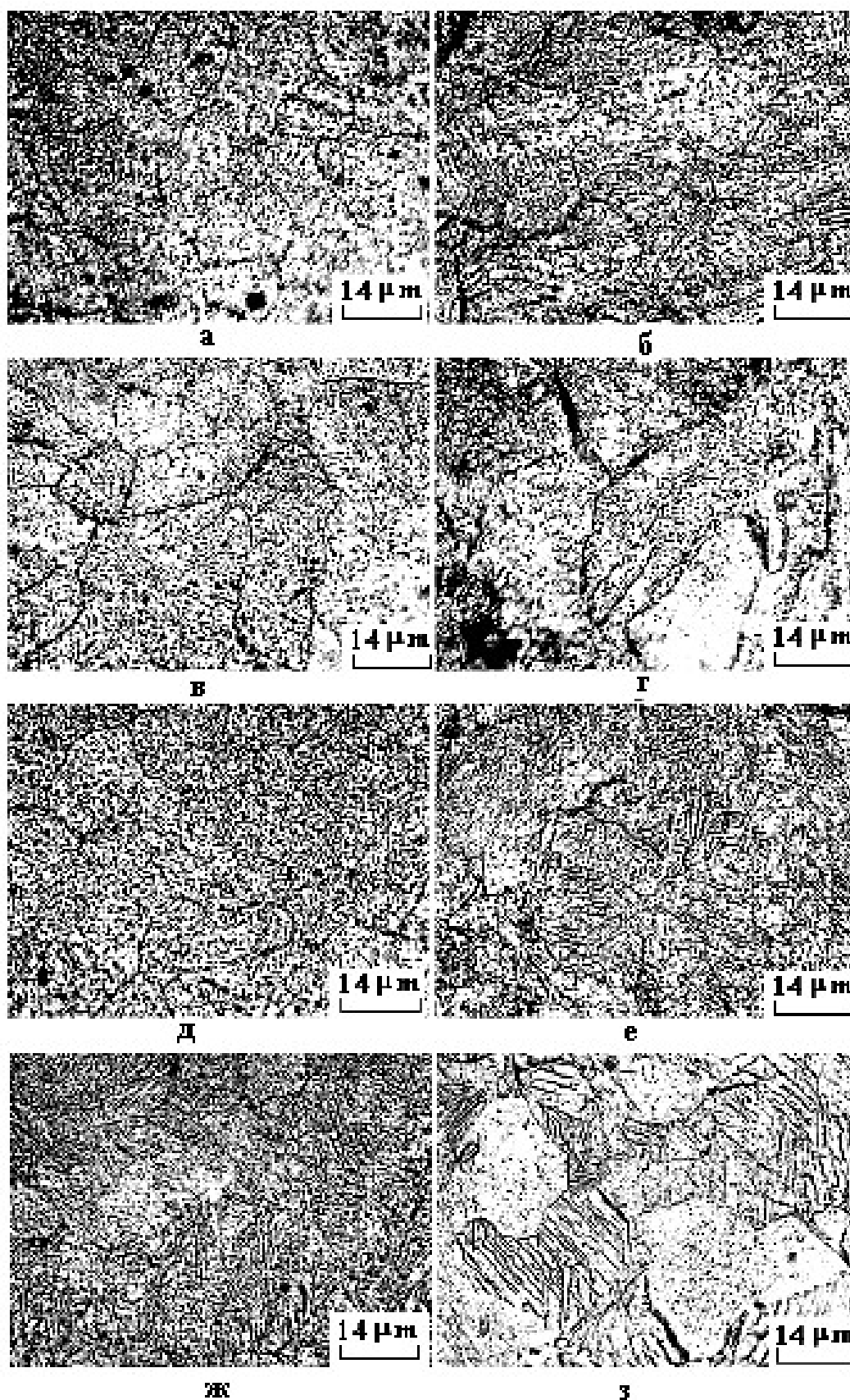


Рис. 3.17. Микроструктуры сплава Mg – 5 % Li (масс.) после различного числа циклов ЗИ: (а, б) –  $\frac{1}{2}$ ; (в, г) – 1.0; (д, е) – 3,0 (ж, з) – 5 циклов; (а, г, д, з) – сжатая; (б, в, е, ж) – растянутая стороны листа.

Полюсная плотность  $\langle 0002 \rangle$  на ОПФ НН возросла до 4,29 на сжатой стороне листа по сравнению с первоначальным значением 3,80 после 1,0 цикла ЗИ (рис. 3.15, в). В то же время полюс плотности  $\langle 0002 \rangle$  несколько возросла до величины 3,97 на растянутой стороне листа (рис. 3.15, г). Полюсная плотность незначительно снизилась до значений 3,54 и 3,58 после 1,0 цикла ЗИ на сжатой и растянутой стороне листа, соответственно (рис. 3,15, в, г).

Более существенные изменения текстуры наблюдаются после 3 и 5 циклов ЗИ. Полюсная плотность  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  на растянутых сторонах листа достигла 1,93 и 1,20 после 3 и 5 циклов ЗИ, соответственно. Формирование таких ориентаций может быть вызвано базисными пирамидальным скольжением при растяжении [90]. Значения полюсов плотности  $\langle 21\bar{3}2 \rangle$  снизились на растянутой стороне (до 2,99 и 3,11), а также на сжатых сторонах листов (до 3,50 и 3,13) (рис. 3.15, д, ж; е, з). Локальный максимум 1,13 наблюдается в полюсе  $\langle 11\bar{2}2 \rangle$  на ОПФ НН сжатой стороны листа после 5 циклов ЗИ (рис. 3.15, з). Этот максимум соответствует двойниковой ориентации по плоскости двойникования  $\{11\bar{2}2\}$  [70].

Полюсная плотность  $\langle 21\bar{3}0 \rangle$  превышает 1 (рис. 3.15) на всех ОПФ НН после ЗИ. Это означает, что рассеяние базисной плоскости достигло  $90^\circ$  в ПН.

Прямые ПФ (рис. 3.16) показывают, что рассеяние текстуры и его средняя острота увеличилась после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ. Средняя острота текстуры и ее рассеяние также увеличилось после 1 цикла ЗИ. Текстура изменилось после 3 циклов ЗИ. Теперь максимальная полюсная плотность наблюдается в НП, а не в ПН. Расположение максимумов после 5 циклов ЗИ снова становятся похожими, на что было после 0,5 и 1 циклов ЗИ. Рассеяние текстуры увеличилась, а также возросло среднее значение базисной полюсной плотности в центре прямой ПФ  $\{0002\}$ .

**Микроструктура.** Процессы двойникования также играют определенную роль в формировании наблюдаемой текстуры. В чистом магнии двойникование при комнатной температуре происходит, как правило, по плоскостям  $\{10\bar{1}2\}$ .

Однако в ранней работе [81] наблюдались иглоподобные двойники  $\{30\bar{3}4\}$ . В работе [83] после горячей прокатки образцов чистого магния, изготовленных из слитка, были выявлены  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$  двойники, индуцированные растяжением, и двойники сжатия  $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ . Легирование и деформация, осуществляемая при повышенных температурах, может изменить механизмы деформации и двойникования в сплавах магния [101]. Например, в [84] было выявлено формирование двойных двойниковых структур  $\{10\bar{1}1\} - \{10\bar{1}2\}$ .

Двойники также можно наблюдать на соответствующих фотографиях микроструктуры как исходного образца сплава Mg – 5 % Li (рис. 3.5), так и после ЗИ (рис. 3.17). Более того, с увеличением числа циклов ЗИ количество двойников на микрофотографиях увеличивается. Присутствуют как широкие и острые на концах двойники, что является типичным для близнецов  $\{10\bar{1}2\}$ , а также (в меньших количествах) спаренные тонкие близнецы  $\{10\bar{1}1\}$  [101].

На фотографиях микроструктуры наблюдаются практически равноосные зерна (что характерно рекристаллизации), средний размер которых в двух взаимно перпендикулярных направлениях почти идентичен (примерно  $21 \times 26$  мкм) как в исходном состоянии (рис. 3.5), так и после деформации с различным числом циклов ЗИ (рис. 3.17). Таким образом, вклад динамической рекристаллизации в формировании текстуры сплава Mg – 5 % Li (масс.) не может быть исключен.

**Упругие свойства.** Описанные выше изменения текстуры отражаются в поведении кривых анизотропии упругих свойств (рис. 3.18).



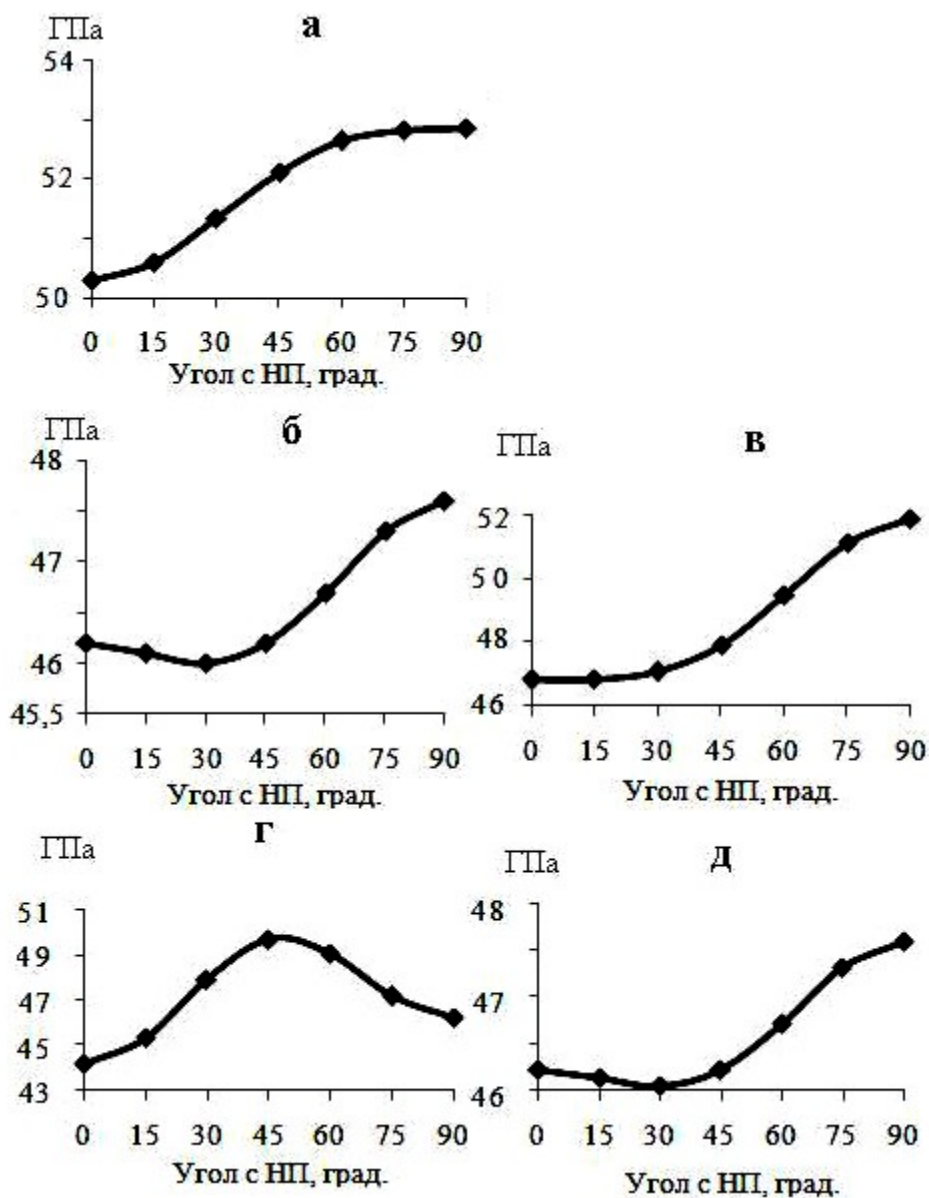


Рис. 3.18. Упругие свойства листовых поликристаллов сплава Mg – 5 % Li (масс.): (а) – исходный лист; (б-д) – после  $\frac{1}{2}$ , 1, 3 и 5 циклов ЗИ, соответственно.

Максимальное значение модуля Юнга наблюдается в ПН в исходном листе, а также после  $\frac{1}{2}$ , 1 и 5 циклов ЗИ (рис. 3.18, а, б, е и е). Но после 3 циклов ЗИ максимум модуля Юнга наблюдается в ДН (то есть в НП + 45°) (рис. 3.18, г). Следует отметить, что прямая ПФ после 3 циклов ЗИ отличается от остальных (рис. 3.16, д, е). Модуль Юнга имеет минимальное значение в НП + 30° после  $\frac{1}{2}$ , и 5 циклов ЗИ (рис. 3.18, в, д). Минимальное значение в НП показывает модуль Юнга в исходном листе и после деформации 1 и 3 циклами ЗИ (рис. 3.18, а, в, г).

Степень анизотропии  $\eta$  модуля Юнга оценивали по соотношению (3.1). В исходном листовом поликристалле  $\eta$  составил 4,5%. После ½, 1, 3 и 5 циклов ЗИ величина  $\eta$  изменялась и составила 3,4%; 10,7%; 12,5; 3,3%, соответственно.

Минимальная анизотропия упругих свойств после 5 циклов ЗИ объясняется увеличением рассеяния текстуры и средней плотности базисных полюсов в центре прямой ПФ {0002} (рис. 3.16, ж, з).

**Механические свойства сплава Mg – 5 % Li (масс.).** Механические свойства представлены на рис. 3.19.

Как видно на рис. 3.19, наблюдается анизотропия механических свойств сплава магния, как в исходном листе, так и после знакопеременного изгиба. Количественно величина анизотропии может быть определена с помощью коэффициента анизотропии  $\eta$  по соотношению (3.1). Расчеты показали, что в материале для предела прочности  $\sigma_B$   $\eta = 13,2\%$ ;  $\eta = 16,7\%$  для предела текучести  $\sigma_{0,2}$ ;  $\eta = 51,9\%$  для относительного удлинения  $\Delta l/l$ .

С увеличением числа циклов ЗИ коэффициенты анизотропии уменьшаются и достигают минимальных значений после 5 циклов ЗВ. Так после 5 циклов ЗИ  $\eta = 10,6\%$  для предела прочности;  $\eta = 10,9\%$  для предела текучести;  $\eta = 33,3\%$  для относительного удлинения.

**Корреляция текстуры и механических свойств.** Проанализируем наблюдаемую анизотропию механических характеристик и их изменения в связи с кристаллографической текстурой после соответствующего числа циклов ЗИ. Количественно изменения текстуры можно описать изменением нормированных значений полюсной плотности на ОПФ (НН) (рис. 3.15), превышающей 1, которая соответствует образцу без текстуры. Иными словами, примем приближение, что вклад в механические свойства вносят только те ориентации кристаллитов, полюсная плотность которых больше единицы. В таком случае нужно произвести перенормировку полюсной плотности с учетом только вышеуказанных ориентаций. С этой целью сначала усредним значения полюсной плотности (превышающих 1), полученные для двух сторон листов после каждого числа циклов ЗИ на ОПФ (НН) (рис. 3.15).

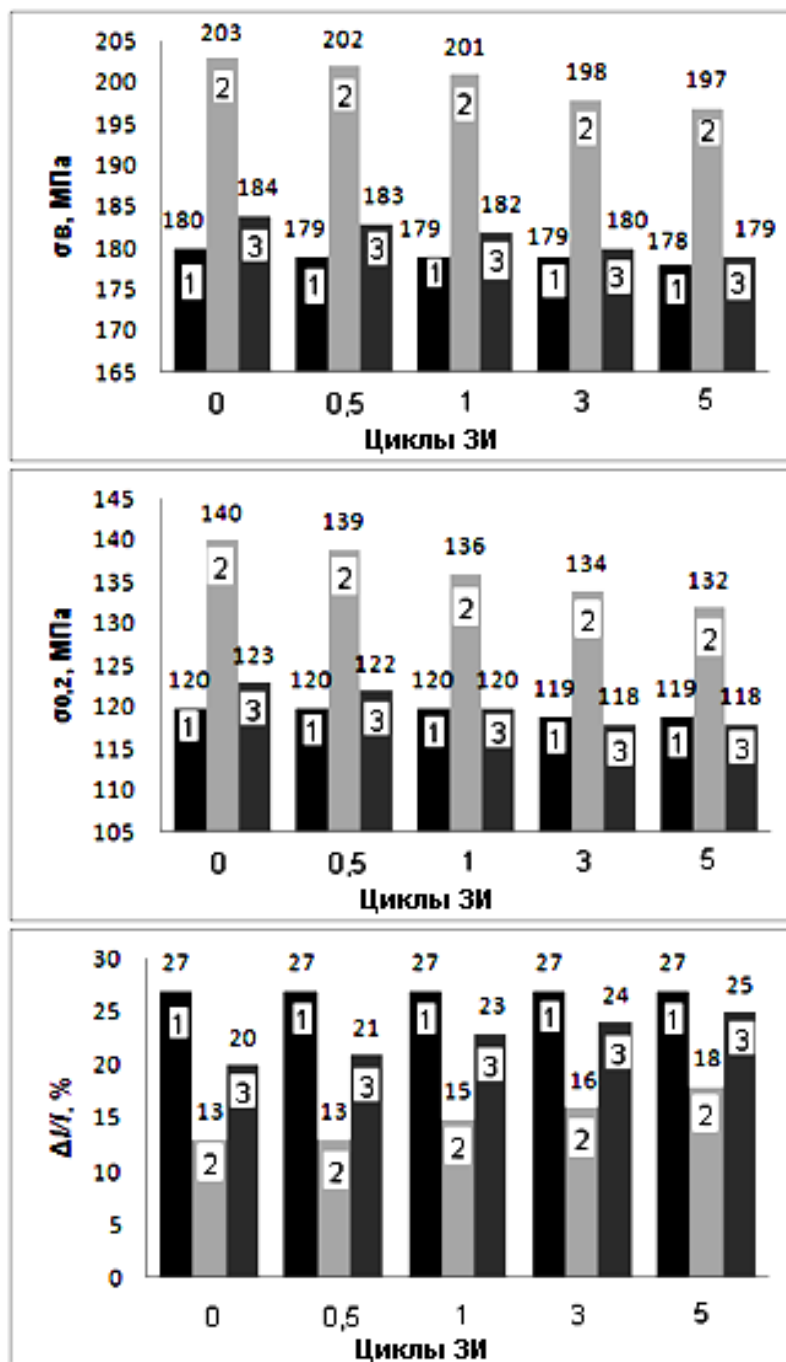


Рис. 3.19. Зависимость условного предела прочности ( $\sigma_B$ ), предела текучести, ( $\sigma_{0,2}$ ) и относительного удлинения  $\Delta l/l$  сплава Mg - 5% Li (масс.) от числа циклов знакопеременного изгиба. 1, 2, 3 соответствуют измерению в НП, ДН и ПН, соответственно.

Таким образом, найдем средние значения полюсной плотности  $P_{0002}$ ,  $P_{10\bar{1}3}$ ,  $P_{10\bar{1}4}$ ,  $P_{21\bar{3}2}$ ,  $P_{30\bar{3}2}$ ,  $P_{21\bar{3}0}$  для исходного образца и образцов после соответствующего числа циклов ЗИ. В качестве нормировочного множителя используем сумму средних значений вышеуказанных значений

полюсной плотности  $\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$  для соответствующего числа циклов. Теперь определим относительный вклад в текстуру каждой из вышеуказанных  $P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$  для каждого числа циклов, разделив на сумму  $\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$ , то есть найдем отношение

$\frac{P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}{\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}$  для соответствующего числа циклов ЗИ. В принципе, последнее отношение имеет смысл объемной доли соответствующего компонента текстуры в указанном выше приближении. Учитывать вклад каждого компонента текстуры в механические свойства теперь будем в виде сумм произведений  $P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}$  на его объемную долю, то есть в виде  $P_{i\delta i} = \sum (P_{hkil}^{\tilde{n}\delta} \times \frac{P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}}{\sum P_{hkil}^{\tilde{n}\delta}})$

, которые назовем нормированными значениями полюсной плотности.

Нормированные значения полюсной плотности  $P_{i\delta i}$  представлены в табл. 3.2.

Таблица 3.2.

Нормированные значения полюсной плотности  $P_{i\delta i}$   
поликристаллов сплава Mg – 5 % Li

Цикли	0	½	1,0	3,0	5,0
$P_{i\delta i}$	3,43	2,92	2,89	2,51	2,53

Сопоставление с соответствующими значениями механических свойств показало, что существуют значимые линейные корреляционные связи между  $P_{i\delta i}$  и усредненными по направлению величинами  $\sigma_{\hat{A}}$ ,  $\sigma_{0,2}$  и  $\Delta l / l$ , показанными на рис. 3.18.

Нами получены следующие уравнения регрессии:

$$\sigma_{\hat{A}} = 3,94(P_{i\delta i}) + 175,7, \quad (3.5)$$

$$\sigma_{0,2} = 5,08(P_{i\delta i}) + 110,8, \quad (3.6)$$

$$\Delta l / l = -2,74(P_{i\delta i}) + 29,4. \quad (3.7)$$

Коэффициенты надежности аппроксимации  $R_{\sigma_B}^2 = 0,87$ ,  $R_{\sigma_{0,2}}^2 = 0,84$ ,  $R_{\Delta l / l}^2 = 0,81$ . На рис. 3.19 представлены зависимости (3.5) – (3.7).

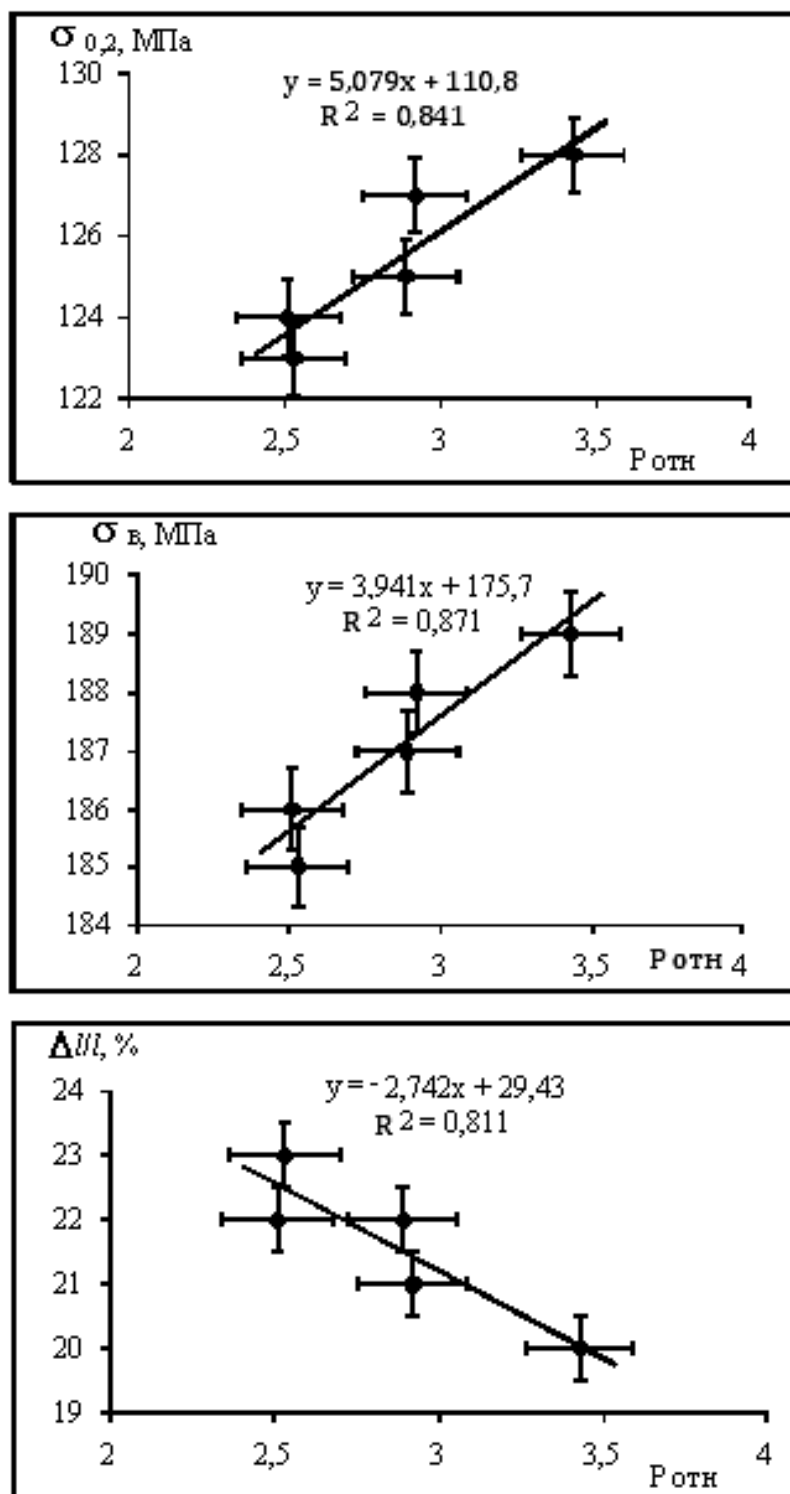


Рис. 3.19. Корреляция между характеристиками текстуры и механическими свойствами сплава Mg– 5 % Li после деформации знакопеременным изгибом.

**Знакопеременный изгиб толстолистовых поликристаллов.** Исходные толстолистовые (4,5 мм) поликристаллы сплава Mg- 5% Li (масс.) были получены обработкой литой заготовки по режиму Б, включающей экструзию

(см. п. 2.1). Нам удалось осуществить только  $\frac{1}{2}$  цикла знакопеременного изгиба до разрушения листа

**Текстура.** На рис. 3.20 представлены ОПФ НН образцов сплава магния Mg-5% Li после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ.

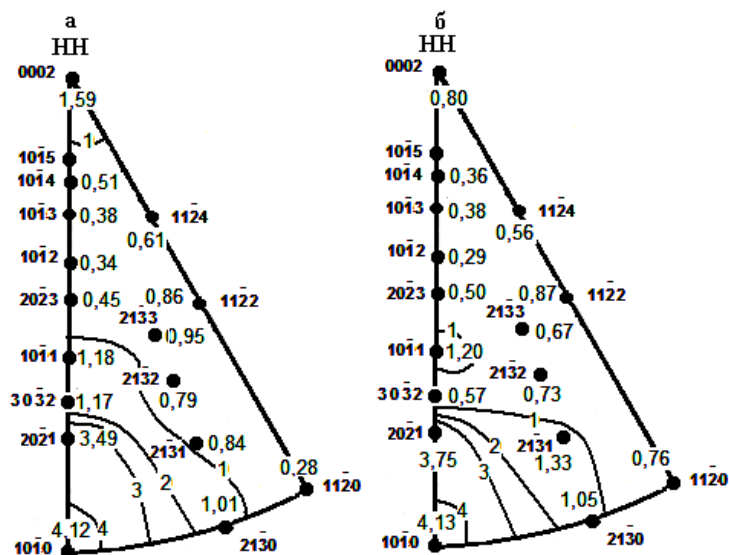


Рис. 3.20. Экспериментальные ОПФ сплава Mg-5 % Li (масс.) после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ толстолистного листа, полученного по режиму Б. (а), (б) – соответственно сжатая и растянутая сторона листа.

Тип текстуры листа после ЗИ не изменяется и соответствует отклонению гексагональной призмы в ПН. Анализ текстуры показал, что на ОПФ НН сжатой стороны листа после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ (рис. 3.20, а) полюсная плотность базиса несколько возросла от 1,14 (рис. 3.7, а) до 1,59. Это может быть объяснено действием механизма базисного скольжения на сжатой стороне листа. На растянутой стороне листа после изгиба полюсная плотность базиса стала меньше 1. Таким образом, в среднем (с учетом полюсной плотности на сжатой и растянутой стороне листа) полюсная плотность базиса стала меньше 1. В то же время видно, что величина полюсной плотности  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  уменьшилась с 6,64 (рис. 3.7, а) до 4,12-4,13, а рассеяние увеличилось (рис. 3.20). Таким образом, знакопеременный изгиб способствует ослаблению текстуры листа.

**Микроструктура.** Микроструктура сплава после ЗИ показана на рис. 3.21.

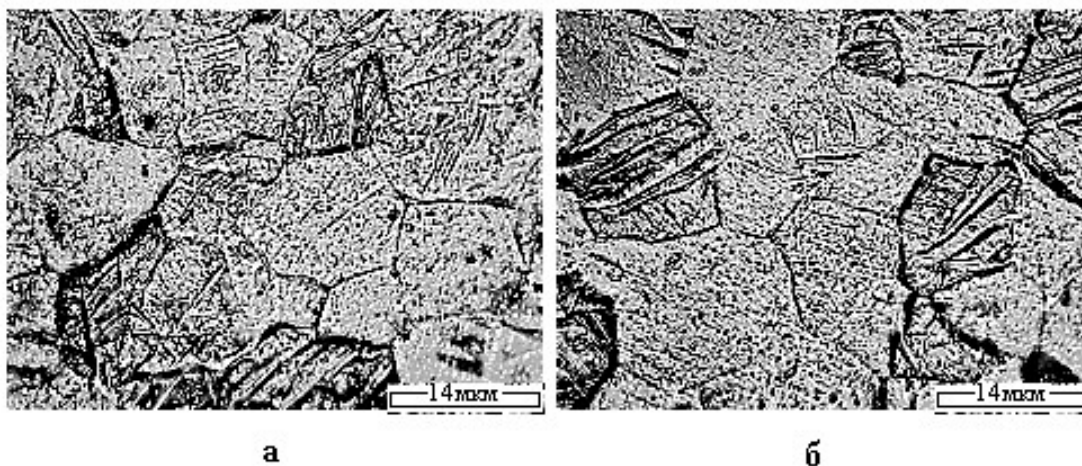


Рис. 3.21. Микроструктура плоскости прокатки толстолистого сплава Mg-5 % Li (масс.), полученного по режиму Б, после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ. (а), (б) – соответственно растянутая и сжатая сторона листа.

На рис. 3.21 видно, что количество двойников деформации в микроструктуре после ЗИ увеличилось по сравнению с исходным состоянием (рис. 3.8). Это свидетельствует о возрастании роли двойникования в процессе ЗИ. При этом наблюдаются, как и ранее (рис. 3.8), широкие и острые на концах двойники  $\langle 1012 \rangle$ , и спаренные тонкие двойники  $\langle 1011 \rangle$  [90].

**Упругие свойства.** Упругие свойства сплава до и после ЗИ представлены на рис. 3.22.

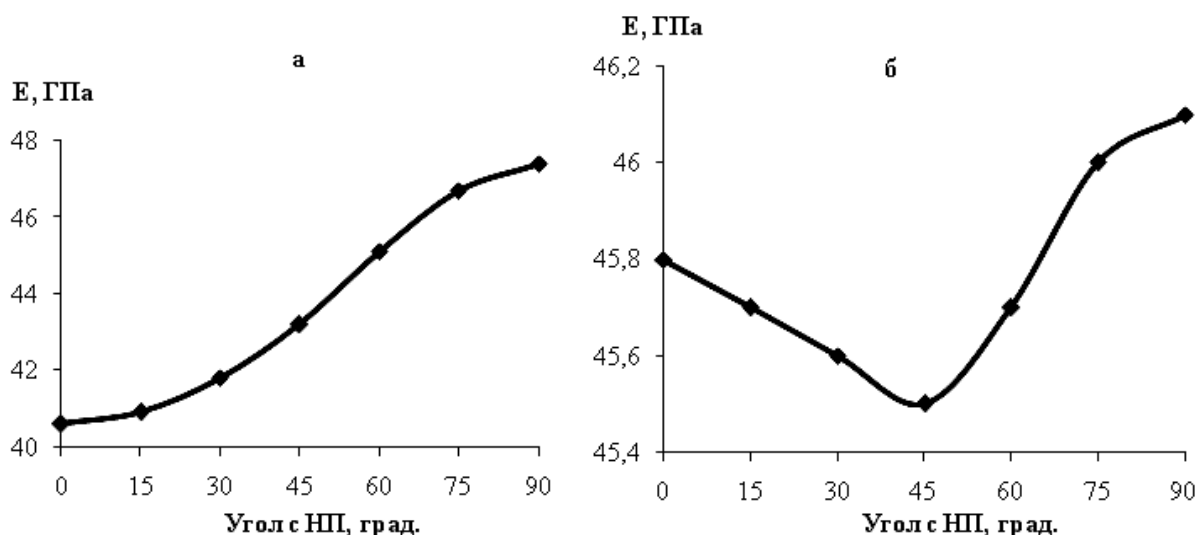


Рис. 3.22. Упругие свойства толстолистных поликристаллов сплава Mg-5% Li: (а) – исходный лист; (б) – после  $\frac{1}{2}$  циклов ЗИ.

Вышеописанные изменения текстуры и микроструктуры находят закономерный отклик в упругих свойствах. На рис. 3.22, а видно, что в исходном листе, полученном экструзией по режиму Б, минимальное значение соответствует НП, а максимум модуля Юнга наблюдается в ПН. После ЗИ характер анизотропии модуля Юнга в плоскости листа изменился (рис. 3.22, б). Теперь минимум модуля Юнга наблюдается в направлении НП+45°, максимальное значение лежит в ПН, как и в исходном листе, а в НП наблюдается промежуточное значение. При этом анизотропии модуля Юнга существенно уменьшилась. В исходном листе коэффициент анизотропии составил около 13 %, а после ЗИ – около 2.%, что соответствует ослаблению текстуры и увеличению ее рассеяния.

**Механические свойства.** Механические свойства представлены на рис. 3.23.

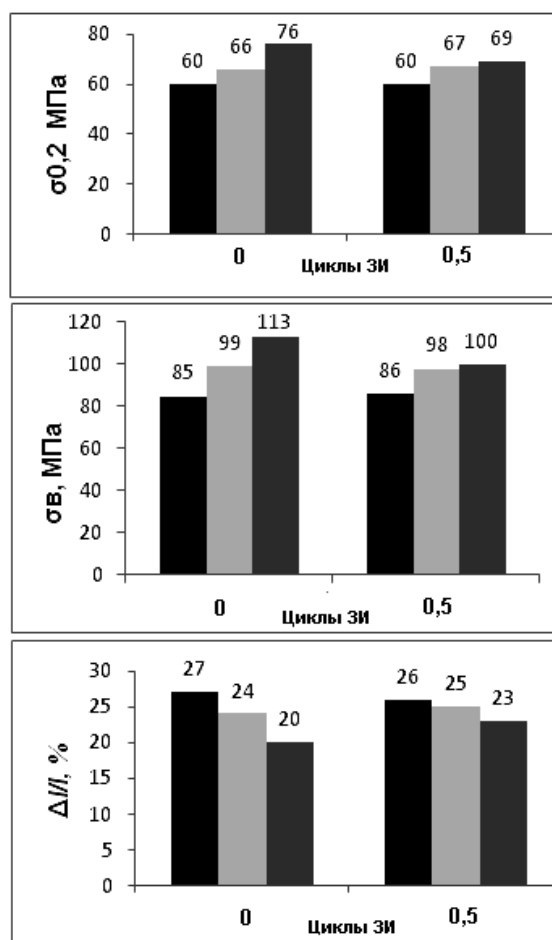


Рис. 3.23. Механические свойства сплава после экструзии и ЗИ.



Видно, что наблюдается анизотропия механических характеристик толстолистного сплава как после экструзии, так и после ЗИ. Коэффициент анизотропии  $\eta$ , рассчитанный по соотношению (3.1), составил для предела прочности после экструзии  $\sigma_B \eta = 34\%$ ; для предела текучести  $\sigma_{0,2} \eta = 27\%$ ; для относительного удлинения  $\Delta l/l \eta = 35\%$ . После ЗИ анизотропия механических характеристик уменьшилась. Коэффициент анизотропии составил уже 16, 15 и 13 % соответственно для предела прочности, предела текучести и относительного удлинения после  $\frac{1}{2}$  цикла ЗИ.

Таким образом, показано, что знакопеременный изгиб способствует уменьшению анизотропии упругих и механических свойств листов гексагонального сплава Mg-5 % Li за счет ослабления остроты текстуры и увеличения ее рассеяния.

### Выводы к разделу 3

1. Текстура сплава магния ZE10 после обработки по режиму А, включающему прессование при  $350^\circ\text{C}$ , прокатку с изменением направления на  $90^\circ$  и промежуточным нагревом до  $350^\circ$  после каждого прохода, представляет собой комбинацию двойниковых ориентаций (и текстуры двойного отклоненного в ПН базисного типа с максимальным углом отклонения  $90^\circ$  и промежуточными максимумами наклона гексагональной призмы как в ПН на  $40^\circ$ , так и в НП на  $40^\circ$  с рассеянием. Двойники обнаружены и на соответствующих микрофотографиях исходных полос.

2. Обработка сплава Mg - 5 % Li по режиму А способствует развитию базисной текстуры в листах за счет базисного скольжения. При этом формируются также компоненты двойного отклоненного на  $70^\circ$  в ПН базисного типа.

3. Обработка сплава Mg-Li5 по режиму Б, включающему экструзию при температуре  $350^\circ\text{C}$  и дальнейшую прокатку в одном направлении с промежуточным нагревом до  $350^\circ\text{C}$  после каждого прохода способствует

формированию текстуры, при которой гексагональная призма отклонена на  $90^\circ$  в ПН за счет активизации небазисных механизмов скольжения, в частности,

призматического  $\langle a \rangle$  скольжения  $\{10\bar{1}0\}/\langle 21\bar{1}0 \rangle$  дислокаций.

4. Исходные листовые поликристаллы сплавов магния ZE10 и Mg-5% Li после прокатки рекристаллизованы.

5. Знакопеременный изгиб изменяет исходную текстуру и микроструктуру поликристаллов исследуемых сплавов магния. При переходе от предыдущего цикла ЗИ к последующему наблюдается определенная периодичность в формировании компонентов на растягиваемых и сжимаемых сторонах полос, количестве и типах двойников деформации в микроструктуре.

6. Формирование наблюдаемых типов текстур и двойников деформации в микроструктуре листов после деформации различным числом циклов ЗИ обусловлено изменением ориентаций кристаллов в результате динамического равновесия при призматическом скольжении, с одной стороны, и двойниковании, с другой стороны.

7. Наблюдается анизотропия упругих и механических характеристик как в исходных поликристаллах сплавов магния ZE10 и Mg-5% Li, так и после деформации различным числом циклов ЗИ. Упругая анизотропия поликристаллов исследуемых сплавов магния минимальна после 5 циклов ЗИ. Анизотропия механических свойств минимальна после 3 и 5 циклов ЗИ соответственно для ZE10 и Mg-5% Li.

8. Имеют место значимые линейные корреляционные связи между нормированными значениями полюсной плотности  $P_{\rho i}$ , превышающими единицу на ОПФ (НН) и усредненными по направлению величинами  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_A$ ,  $\Delta l/l$  с коэффициентами надежности аппроксимации превышающими 0,7 и 0,8 соответственно для ZE10 и Mg-5% Li.

## РАЗДЕЛ 4

УПРУГИЕ КОНСТАНТЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ МАГНИЯ С  
ОТНОШЕНИЕМ  $c/a$  БЛИЗКИМ К ИДЕАЛЬНОМУ

Знание упругих характеристик конструкционных материалов, таких как модулей упругости, позволяет разрабатывать конструкции, которые являются с предсказуемыми при нагрузке. Для монокристаллических упругих констант необходимо иметь кристалл относительно большого размера, что для сплава связано с техническими трудностями. В то же время использование упругих констант монокристалла чистого вещества для расчетов свойств поликристалла может привести к существенным ошибкам. Поэтому важной проблемой остается определение упругих констант монокристалла из экспериментов на соответствующих поликристаллах.

Ниже представлены результаты нашего диссертационного исследования по определению упругих постоянных монокристаллов сплавов магния ZE10 и Mg 5% Li по экспериментальной анизотропии модуля Юнга поликристаллов и их интегральных характеристик текстуры (ИХТ), которые найдены нами из полюсных фигур  $\{0002\}$  [102, 103].

## 4.1. Закон Гука и упругие константы монокристалла

Как известно, однородная деформация  $\varepsilon_{ij}$  и напряжение  $\sigma_{ij}$  в общем случае являются тензорами второго ранга [57-59]. Таким образом, закон Гука в обобщенном виде для кристаллов можно записать в виде

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl}, \quad (4.1)$$

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}, \quad (4.2)$$

где  $S_{ijkl}$  и  $C_{ijkl}$  являются компонентами симметричного тензора четвертого ранга. Коэффициенты  $S_{ijkl}$  являются упругими податливостями. Они имеют размерность обратного напряжения  $\text{м}^2/\text{Н}$ . Коэффициенты  $C_{ijkl}$  являются упругими жесткостями (модулями). Они имеют размерность напряжений  $\text{Н}/\text{м}^2$ .

Значения  $\varepsilon_{ij}$  – относительные деформации – являются безразмерными величинами.

Запись упрощается в матричных обозначениях, заменяя первые два индекса на один индекс, который изменяется от 1 до 6 [57-59]. Аналогичное замещение применяется к двум последним индексам. Тогда (4.1) и (4.2) принимают вид

$$\varepsilon_i = S_{ij} \sigma_j \quad (i, j = 1, 2, \dots, 6), \quad (4.3)$$

$$\sigma_i = C_{ij} \varepsilon_j \quad (i, j = 1, 2, \dots, 6). \quad (4.4)$$

Здесь  $(S_{ij})$  и  $(C_{ij})$  есть матрицы с шестью рядами и шестью колонками. Чем симметрия кристалла выше, чем меньше число независимых компонент тензора упругости. Например, гексагональный кристалл характеризуется пятью линейно независимыми компонентами, а кубический кристалл имеет только три независимых компонента.

Физический смысл упругих констант становится ясным, исследуя основные элементарные типы напряженного состояния упругого тела. Например, упругая постоянная  $C_{11}$  соответствует значению модуля Юнга  $E$  при простом продольном растяжении (сжатии), так что,  $C_{11} = E$  или  $S_{11} = 1/E$ . В случае чистого сдвига компонент  $C_{44}$  тензора упругости или обратная величина компонента тензора упругих податливостей  $1/S_{44}$  имеют смысл модуля сдвига  $G$ .

В общем случае, кристаллический стержень под действием простого растяжения приобретает продольное растяжение, поперечное сжатие и деформацию сдвига. Более подробное описание физического смысла упругих постоянных кристалла можно найти в [57-59].

#### 4.2. Упругие константы монокристалла сплава магния ZE10

Интегральные характеристики текстуры (ИХТ) листового поликристалла сплава ZE10 были рассчитаны нами из прямой ПФ {0002} (рис. 3.2) по соотношениям (2.2). Эти ИХТ представлены в табл. 4.1.

Таблица 4.1.

## Интегральные характеристики текстуры сплава ZE10

ИХТ	$I_1$	$I_2$	$I_3$	$I_4$	$I_5$	$I_6$
	0,267466	0,327686	0,404848	0,150986	0,191116	0,04711

Кривая анизотропии модуля Юнга в плоскости листа сплава показана на рис. 3.12, а. Эта зависимость модуля Юнга от направления в плоскости листа была представлена нами в виде гармонического ряда Фурье с четными гармониками типа (2.14).

В табл. 4.2 приведены экспериментальные значения модуля Юнга и результаты его расчета в соответствии с соотношением (2.12).

Таблица 4.2.

Экспериментальная анизотропия модуля Юнга и ее Фурье – модель в виде гармонического ряда с четными гармониками в листе сплава ZE10.

$\gamma, ^\circ$	$E^{-1} \cdot 10^{-11}, \text{Па}^{-1}$		$(\Delta E^{-1})/E^{-1},$ %	Коэффициенты Фурье, $\text{Па}^{-1}$		
	Эксперимент	Модель		$A_0 \cdot 10^{-11}$	$A_2 \cdot 10^{-14}$	$A_4 \cdot 10^{-13}$
0	2,25	2,27	-0,89	2,29	-3,64	-1,52
15	2,26	2,27	-0,44			
30	2,30	2,29	0,43			
45	2,31	2,30	0,43			
60	2,30	2,29	0,43			
75	2,27	2,28	-0,44			
90	2,27	2,27	0,00			

В табл. 4.2. легко видеть, что описание анизотропии модуля Юнга с помощью ряда Фурье с четырьмя четными гармониками дает отклонение от экспериментальной анизотропии сплава листа ZE10 не более 1%.

Для того чтобы проверить, насколько корректно использовать упругие константы монокристалла чистого магния для расчета анизотропии упругих свойств листового поликристалла сплава ZE10, мы рассчитали анизотропию модуля Юнга в листе сплава ZE10, используя ИХТ листа сплава ZE10 (табл. 4.1)

и упругие константы монокристалла чистого магния (табл. 4.3) [104] по соотношениям (2.5) – (2.9).

Таблица 4.3.

## Упругие константы и их комбинации монокристалла магния

Монокристалл	Упругие константы $S_{ij} \cdot 10^{-11}$ , Па <sup>-1</sup>					Комбинации $(d_1, d_2) \cdot 10^{-11}$ , Па <sup>-1</sup> по (2.6), (2.7)	
	$S_{11}$	$S_{12}$	$S_{44}$	$S_{33}$	$S_{13}$	$d_1$	$d_2$
Магний	2,21	-0,77	6,02	1,98	-0,49	0,31	-0,85

Расчетные и экспериментальные кривые упругой анизотропии в плоскости листового поликристалла сплава ZE10 представлены на рис. 4.1.

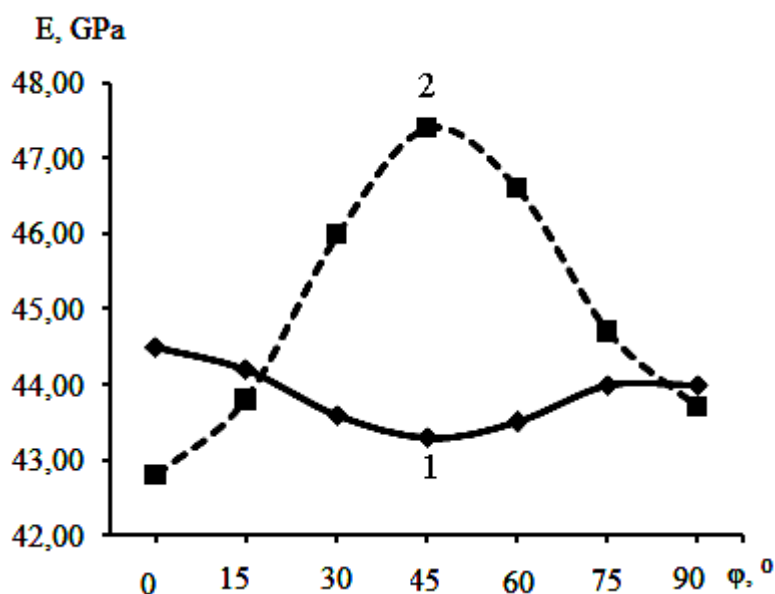


Рис. 4.1. Анизотропия модуля Юнга в листе сплава ZE10. 1-эксперимент; 2-расчет по упругим константам монокристалла Mg.

На рис. 4.1 видно, что расчетная кривая существенно отличается от экспериментальной анизотропии модуля листа сплава ZE10 не только количественно, но качественно. На экспериментальной кривой наблюдается минимум под углом 45° к НП, в то время как расчетная кривая показывает максимум. Таким образом, использование упругих констант монокристалла Mg для расчета упругой анизотропии поликристалла сплава ZE10 привело к существенным ошибкам.

Далее мы рассчитали по найденным ранее коэффициентам Фурье (табл. 4.2) и ИХТ (табл. 4.1) константу податливости  $S_{11}$  и комбинации  $d_1$  и  $d_2$  для сплава ZE10 по соотношениям (2.18) – (2.20). Мы получили следующие значения:

$$(S_{11} = 2,287; d_1 = -0,100; d_2 = 0,128) \cdot 10^{-11} \text{Pa}^{-1}, \quad (4.5)$$

где  $d_1$  и  $d_2$  определяются соотношениями (2.6) и (2.7).

Затем мы использовали полученные значения упругих констант (4.5) и ИХТ (табл. 4.1) для оценки анизотропии модуля Юнга в листе сплава ZE10 по соотношению (2.5) – (2.9) и сравнили с экспериментом. Результаты представлены на рис. 4.2.

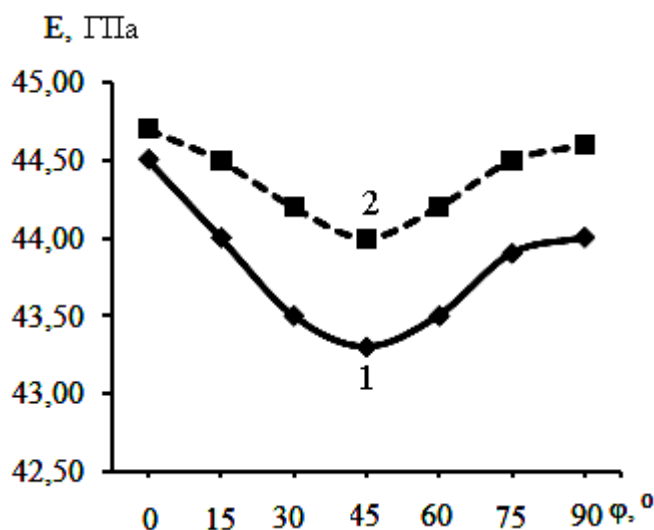


Рис. 4.2. Анизотропия модуля Юнга в листе сплава ZE10.

1-эксперимент; 2-расчет по упругим константам монокристалла сплава ZE10.

Анализ показал, что отклонение расчетных и экспериментальных данных не превышает 2 %.

Мы рассчитали также значение модуля Юнга  $E_{ii}$  сплава ZE10 в направлении нормали к листу, используя соотношение обратное (2.8), ИХТ (табл. 4.1) и комбинации констант монокристалла сплава ZE10 (4.5). Мы получили, что  $E_{ii} = 43,84$  ГПа, что находится в удовлетворительном согласии с данными измерений.

В принципе, структура зерен металла может влиять на упругие свойства и их анизотропию. Даже если число зерен является достаточно большим, модуль

Юнга зависит от ориентации каждого зерна текстурованного материала. Для того чтобы оценить модуль Юнга таких структур, нужно определить локальные свойства различных зерен относительно их ориентации. После того, как для каждого зерна кристаллографическая ориентация или ее статистическое распределение установлено, модуль Юнга совокупности зерен можно оценить путем усреднения модуля Юнга каждого зерна на основе геометрических допущений. Однако, геометрические условия (например, равномерное распределение локальных деформаций или напряжений) в поликристалле неоднозначны вследствие сложности геометрической структуры кристаллических зерен. Кроме того, сложная геометрия вызывает неоднородные напряжения на уровне микроструктуры даже при условии однородного приложенного внешнего напряжения. Соседние зерна затрудняют деформацию данного зерна. Это приводит к дополнительным напряжениям. Изменение модуля Юнга от одного зерна к другому также индуцирует большие напряжения (или деформации) вблизи границы зерна. Такое неравномерное распределение напряжений может повлиять на макроскопический модуль Юнга [105]. Численное моделирование [105] показало, что ориентация кристаллов дает основной вклад в значение модуля Юнга, когда количество зерен достаточно велико. Ошибка из-за игнорирования структуры составила в среднем менее 0,3 ГПа [105].

Для модуля Юнга исследуемого нами сплава ZE10 эта ошибка составила 0,7 %. Эта величина входит в упомянутый выше интервал 2 % отклонения наших результатов расчетов от экспериментально измеренных значений (рис. 3.21). Таким образом, традиционная аналитическая теория усреднения свойств кристаллов может быть использована для нахождения связи между (анизотропными) свойствами отдельных зерен и эффективного макроскопического упругого поведения поликристаллических материалов для больших объемов материала. Аналогичный вывод также подтверждается экспериментальными измерениями титаната бария при различных температурах в [106].



В данном исследовании мы не располагали данными об анизотропии модуля сдвига данного сплава магния. Для оценки оставшихся компонентов тензора податливостей  $S_{ij}$  мы приняли во внимание следующие наблюдения. Для гексагональных металлов (в частности, для Mg) компонент  $|S_{13}|$  примерно в 12 раз меньше, чем компонент  $S_{44}$ , а компонент  $|S_{12}|$  в три раза меньше, чем  $S_{11}$  [59, 104]. С учетом вышеупомянутых эмпирических закономерностей нами были получены расчетным путем следующие значения монокристаллических констант податливости сплава ZE10

$$(S_{11} = 2,29; S_{12} = -0,76; S_{13} = -0,31; S_{33} = 0,97; S_{44} = 3,75) \times 10^{-11} \text{ Па}^{-1}. \quad (4.6)$$

Данные по упругим константам сплава ZE10, к сожалению, отсутствуют в литературе.

Мы рассчитали анизотропию модуля сдвига в плоскости листа сплава ZE10 по соотношениям (2.11) - (2.13), используя ИХТ (табл. 4.1) и значения компонентов тензора податливости  $S_{ij}$  (4.6). Результаты показаны на рис. 4.2.

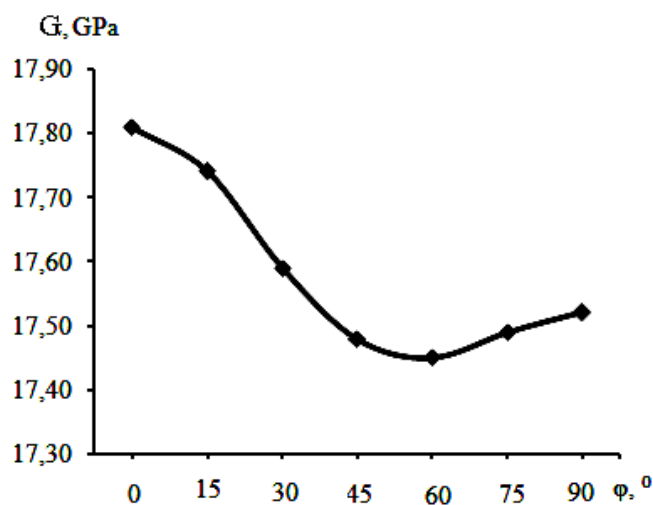


Рис. 4.2. Анизотропия модуля сдвига в листе сплава ZE10.

В различных литературных источниках, например, в [107, 108] значения модуля сдвига для магния и его сплавов лежат в пределах от 16,0 до 17,85 ГПа. На рис. 4.2 видно, что рассчитанные нами значения модуля сдвига изменяются от 17,45 ГПа до 17,80 ГПа, что близко к литературным данным.

Модули Юнга  $E$ , сдвига  $G$  и коэффициент Пуассона  $\nu$  связаны между собой в изотропных материалах соотношением [59]

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}. \quad (4.7)$$

Мы измеряли значения модуля Юнга на образцах, вырезанных из листа в соответствующем направлении. Длина каждого образца в 10 раз больше его ширины и более чем в 100 раз больше, чем толщина. Пренебрегая анизотропией в пределах каждого образца, в первом приближении можно считать, что (4.7) имеет место для каждого образца. При таком подходе можно считать, что справедливо следующее соотношение, аналогичное (4.7)

$$G(\varphi) = \frac{E(\varphi)}{2[1 + \nu(\varphi)]}. \quad (4.8)$$

Соотношение (4.8) дает возможность рассчитать анизотропию коэффициента Пуассона в плоскости листа сплава ZE10. Результаты расчета представлены на рис. 4.3.

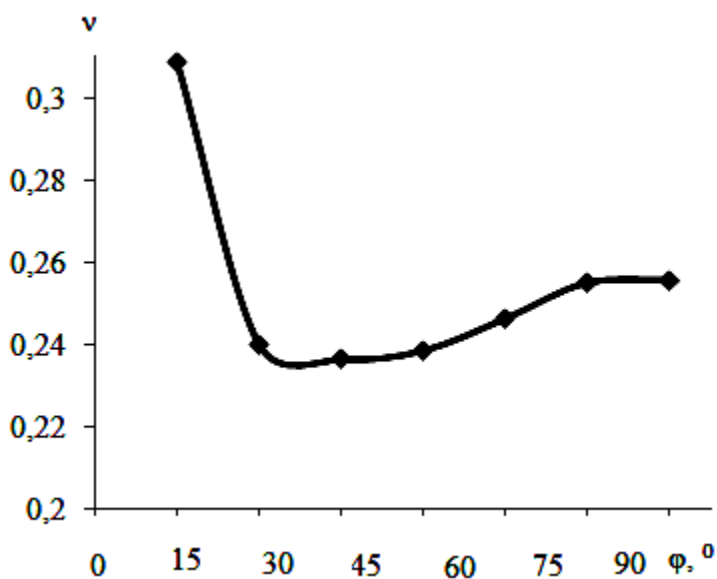


Рис. 4.3. Расчетная анизотропия коэффициента Пуассона в листе сплава ZE10.

Видно, что расчетная величина коэффициента Пуассона изменяется в пределах от 0,25 до 0,35, что достаточно близко к литературным данным для магниевых сплавов. Например, в [107] приводятся значения от 0,31 до 0,35.

Коэффициент экспериментальной анизотропии модуля Юнга в плоскости листа сплава ZE10, рассчитанный по соотношению (3.1), составил 2,8 %. Коэффициенты анизотропии для модуля сдвига и коэффициента Пуассона составили 2,2 и 30 %, соответственно.

Таким образом, полученные нами расчетные значения упругих констант монокристалла сплава ZE10 (4.6) имеют разумные значения.

#### 4.3. Упругие константы монокристалла сплава магния Mg – 5 % Li

Для расчета компонентов тензора упругих податливостей и их комбинаций, как упомянуто выше, необходимо рассчитать сначала ИХТ и полюсной фигуры  $\{0002\}$ . Полюсная фигура  $\{0002\}$  листового поликристалла сплава Mg – 5 % Li, полученного с помощью экструзии через прямоугольную матрицу и последующей прокатки (режим обработки Б, см. п. 2.1), показана на рис. 4.4.

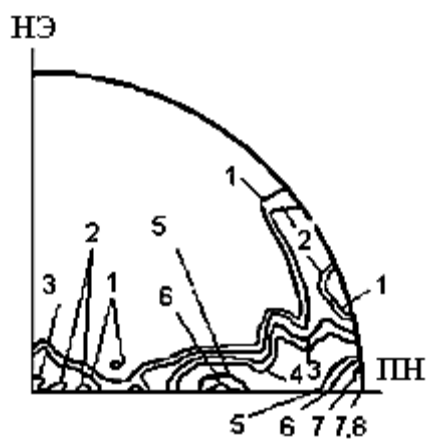


Рис. 4.4. Полюсная фигура  $\{0002\}$  экструдированного листа сплава Mg - 5% Li.

НЭ – направление экструзии; ПН – поперечное направление.

Текстура характеризуется тремя максимумами полюсной плотности: величиной 3,0 в центре ПФ, величиной 6,0 и 7,8 соответственно на угловых расстояниях от НЭ  $55^\circ$   $90^\circ$ . Текстура листового поликристалла Mg - 5% Li (рис. 4.4) существенно отличается от текстуры центрального базисного типа чистого магния [109]. Тем не менее, подобные текстуры ранее наблюдались после экструзии магния через квадратную и прямоугольную матрицу [109].

В табл. 4.4 представлены ИХТ, рассчитанные по соотношениям (2.2) из полюсной фигуры  $\{0002\}$  на рис. 4.4.

Таблица 4.4.

Интегральные характеристики текстуры сплава Mg -5% Li (масс.).

ИХТ	$I_1$	$I_2$	$I_3$	$I_4$	$I_5$	$I_6$
-----	-------	-------	-------	-------	-------	-------

	0,063019	0,619028	0,317952	0,021757	0,490268	0,031098
--	----------	----------	----------	----------	----------	----------

В табл. 4.5 показана экспериментальная анизотропия обратной величины модуля Юнга в плоскости листа, амплитуды гармоник ряда Фурье анизотропии исследуемого сплава Mg -5% Li, а также расчетная анизотропия обратной величины модуля Юнга в плоскости листа, представленная в виде ряда Фурье с четырьмя четными гармониками, рассчитанная по соотношению (2.14).

Таблица 4.5.

Экспериментальная упругая анизотропия и ее Фурье-модель в плоскости листа сплава Mg -5% Li.

$\gamma, ^\circ$	$E^{-1} \cdot 10^{-11}, \text{Па}^{-1}$		$\frac{(\Delta E)^{-1}}{E^{-1}}, \%$	Коэффициенты Фурье, $\text{Па}^{-1}$		
	Эксперимент	Модель		$A_0 \times 10^{-11}$	$A_2 \times 10^{-13}$	$A_4 \times 10^{-14}$
0	2,46	2,38	3,25	2,30	8,55	-7,83
15	2,44	2,37	2,87			
30	2,39	2,34	2,10			
45	2,31	2,31	0,00			
60	2,22	2,26	-1,80			
75	2,14	2,22	-3,74			
90	2,11	2,20	-4,26			

Легко видеть, что анизотропия модуля Юнга в виде ряда Фурье (гармоническая модель) с 4 четными гармониками описывает экспериментальные анизотропии сплава Mg - 5% Li (масс) с отклонением не более 4,26 %.

Далее мы рассчитали анизотропию модуля Юнга в листе сплава Mg - 5% Li с помощью ИХТ вышеназванного сплава (табл. 4.4) и упругих констант монокристалла чистого магния (табл. 4.3) по соотношениям (2.5) – (2.9). Результаты показаны на рис. 4.5.

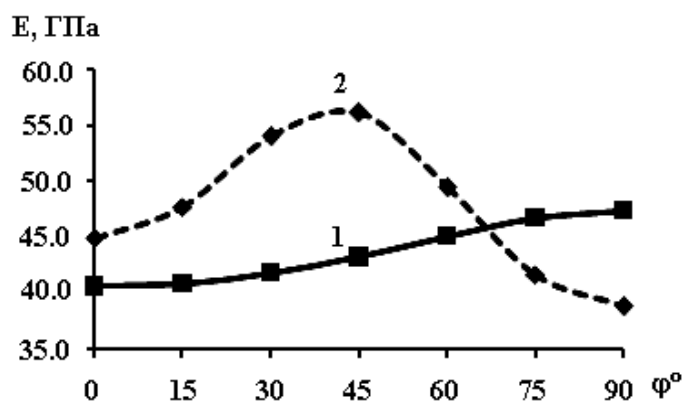


Рис. 4.5. Анизотропия модуля Юнга в листе сплава Mg - 5% Li. (1) Эксперимент; (2) расчет по ИКТ (Таблица 1) и упругих постоянных (34) чистого магния

На рис. 4.5 видно, что теоретическая кривая значительно отличается от экспериментальной анизотропии модуля Юнга листа сплава Mg - 5% Li не только количественно, но и качественно. На экспериментальной кривой наблюдается максимум под углом  $90^\circ$  к направлению экструзии (НЭ) (т.е. в ПН), в то время как расчетная кривая показывает максимум под углом  $45^\circ$  к НЭ.

Таким образом, использование упругих констант монокристаллов Mg для расчета анизотропии модуля Юнга поликристалла Mg - 5% Li привели к значительным ошибкам.

Далее мы рассчитали константу податливости  $S_{11}$  и комбинации  $d_1$  и  $d_2$  для сплава Mg - 5% Li по формулам (2.18) – (2.20), используя коэффициенты Фурье найденные ранее (табл. 4.5) и ИХТ (табл. 4.4). Мы получили следующие значения:

$$(S_{11} = 2,41; d_1 = -0,307; d_2 = -0,0209) \cdot 10^{-11} \text{ Па}^{-1}. \quad (4.9)$$

Величины  $d_1$  и  $d_2$  определены соотношениями (2.8) и (2.9).

Далее мы использовали значения упругих констант (4.9) и ИХТ (табл. 4.4) для оценки анизотропии модуля Юнга в листовом поликристалле сплава Mg - 5% Li с использованием соотношения (2.5) – (2.9) и сравнили с экспериментом. Результаты показаны на рис. 4.6.

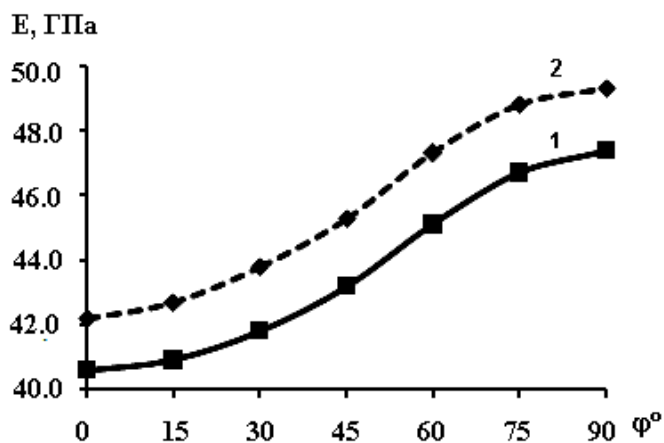


Рис. 4.6. Анизотропия модуля Юнга в листовом поликристалле сплава Mg - 5% Li. (1) – эксперимент; (2) – расчет по упругим константам монокристалла сплава Mg - 5% Li (49).

Анализ показал, что расчетные значения достаточно близки к соответствующим экспериментальным величинам. Отклонение расчетных значений от экспериментальных данных не превышает 4,5%.

В диссертационной работе мы не располагали данными об анизотропии свойств модуля сдвига. Для того чтобы оценить остальные компоненты тензора податливостей монокристалла сплава Mg - 5% Li, мы проанализировали значения упругих констант монокристаллов гексагональных металлов. Анализ показал, что (в частности, для Mg) компонент  $|S_{13}|$  примерно в 12 раз меньше, чем компонент  $S_{44}$ , а компонент  $|S_{12}|$  в три раза меньше, чем  $S_{11}$  [59, 104]. Используя вышеизложенные эмпирические соотношения, были получены расчетным путем следующие значения компонентов тензора податливостей монокристалла для сплава Mg - 5% Li

$$(S_{11} = 2,41; S_{12} = -0,80; S_{13} = -0,43; S_{33} = 1,77; S_{44} = 5,05) \times 10^{-11} \text{ Па}^{-1}. \quad (4.10)$$

В литературе предоставлены различные оценочные значения упругих постоянных двойных магниевых сплавов с различным содержанием лития. Например, в [110] представлены расчетные упругие модули  $C_{ij}$  для монокристаллов гексагональных бинарных сплавов системы Mg-Li с различными кристаллическими структурами (ГЦК, ОЦК, ГПУ). Данные в [110] были получены на основе применения первых принципов квантово-

механической теории функционала плотности [111]. В [112] представлены упругие модули монокристаллов  $C_{ij}$  бинарных сплавов магния с различным содержанием лития, серебра, олова, индия.

Известно, что максимальная растворимость при комнатной температуре лития в магнии, когда остается почти исключительно ГПУ структура сплава, составляет около 5% (по массе). Это соответствует содержанию примерно около 15 ат. % лития. В табл. 4.7 ниже показаны некоторые литературные, а также рассчитанные нами компоненты тензора упругости  $C_{ij}$ , которые мы вычислили из (4.10) по формулам [57].

Таблица 4.7.

Компоненты тензора упругости  $C_{ij}$  монокристаллов бинарных сплавов Mg - Li.

Сплав	Компоненты тензора упругости $C_{ij}$ монокристаллов бинарных сплавов Mg - Li, ГПа				
	$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{13}$	$C_{33}$	$C_{44}$
Mg-15,0 ат. % Li [111]	92,0	10,0	5,0	103,0	42,0
Mg-15,94 ат. % Li [112]	55,49	24,15	20,22	57,42	15,25
Mg - 5% Li (масс) [наши результаты]	51,2	20,1	17,1	64,7	19,8

В табл. 4.7 видно, что значения  $C_{ij}$  магниевых сплавов, содержащих около 15 ат. % лития (что составляет около 5 % по массе) в работах [111, 112] отличаются более чем в два раза для различных констант. В табл. 4.7 также видно, что найденные нами модули упругости отличаются от таковых в работе [112] менее чем на 8% (для  $C_{11}$ ), но не более чем на 30% (для  $C_{44}$ ).

Таким образом, полученные нами величины  $C_{ij}$  монокристалла сплава магния Mg - 5% Li (масс) имеют вполне разумные значения.

#### Выводы к разделу 4

1. Интегральные характеристики текстуры, рассчитанные из прямой полюсной фигуры {0002} составили

для сплава ZE10  $I_1 = 0,267466$ ;  $I_2 = 0,327686$ ;  $I_3 = 0,404848$ ;  $I_4 = 0,150986$ ;

$= 0,191116$ ;  $= 0,04711$ ;

для сплава Mg-5 % Li  $I_1 = 0,063019$ ;  $= 0,619028$ ;  $= 0,317952$ ;  $= 0,021757$ ;  $= 0,490268$ ;  $= 0,031098$ .

2. Использование упругих констант монокристаллов чистого Mg для расчета упругой анизотропии листовых поликристаллов сплавов магния ZE10 Mg-5 % Li приводит к значительным ошибкам.

3. На основе найденных интегральных характеристик текстуры и коэффициентов Фурье разложений в ряд экспериментальной упругой анизотропии листовых поликристаллов сплавов магния ZE10 и Mg-5 % Li рассчитаны упругие константы (податливости) соответствующих монокристаллов. Упругие константы составили: для сплава ZE10 ( $S_{11} = 2,29$ ;  $S_{12} = -0,76$ ;  $S_{13} = -0,313$ ;  $S_{33} = 0,967$ ;  $S_{44} = 3,75$ )  $\times 10^{-11}$  Па<sup>-1</sup>; для сплава Mg-5 % Li ( $S_{11} = 2,41$ ;  $S_{12} = -0,80$ ;  $S_{13} = -0,43$ ;  $S_{33} = 1,77$ ;  $S_{44} = 5,05$ ) $\times 10^{-11}$  Па<sup>-1</sup>.

4. Кривые анизотропии модуля Юнга в плоскости листа, рассчитанные по найденным упругим константам монокристалла и измеренные экспериментально, достаточно близки. Отличие составило не более 2% и 5 % соответственно для сплава ZE10 и Mg-5 % Li.



## ВЫВОДЫ

1. Полосы сплава магния ZE10 после обработки, включающей прессование при 350°C, прокатку с изменением направления на 90° и промежуточным нагревом до 350° после каждого прохода, рекристаллизованы. Текстура представляет собой комбинацию двойниковых ориентаций и компонентов отклоненного базисного типа с отклонением гексагональной призмы как в НП на 40°, так и в ПН на 40° с рассеянием до 90°, которая может быть описана как  $\langle 10\bar{1}0 \rangle + \langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

2. Полосы листов сплава магния Mg-5 % Li после обработки, включающей прессование при 350°C, прокатку с изменением направления на 90° и промежуточным нагревом до 350° после каждого прохода, обладают равноосной микроструктурой вследствие динамической рекристаллизации в процессе обработки. Текстура представляет собой комбинацию двойниковых и расщепленных на 15° в ПН базисных компонентов за счет базисного скольжения и компонентов двойного базисного отклоненного на ~ 70° в ПН типа, которая может быть описана как  $\langle 10\bar{1}0 \rangle + \langle 10\bar{1}0 \rangle$ .

3. Текстура листа сплава магния Mg-5 % Li, полученного, экструзией через прямоугольную матрицу при температуре 350°C и дальнейшей прокаткой вдоль направления экструзии с промежуточным нагревом до 350°C, представляет собой текстуру отклоненного на 90° в ПН базисного типа  $\{0001\} \pm 90^\circ \parallel \langle 10\bar{1}0 \rangle$  с относительно слабым базисным компонентом.

4. Добавка к магнию лития или редкоземельных металлов изменяет баланс механизмов деформации, что в свою очередь, влияет на текстуру. Легирование магния литием или редкоземельными металлами способствует уменьшению отношения осей  $c/a$  и тем самым дополнительно к базисному скольжению активизирует небазисные механизмы скольжения, в частности, призматическое

$\langle a \rangle \{10\bar{1}0\} \{21\bar{1}0\}$  и пирамидальное  $\langle a+c \rangle \{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$  скольжение дислокаций при деформации.

5. В процессе знакопеременного изгиба листовых поликристаллов сплавов магния ZE10 и Mg-5 % Li имеет место периодичность в формировании компонентов текстуры на растягиваемых и сжимаемых сторонах полос, количестве и типах двойников деформации в микроструктуре, обусловленное динамическим равновесием призматического и пирамидального скольжения, с одной стороны, и двойникованием, с другой стороны.

6. Имеет место анизотропия упругих, прочностных и пластических характеристик как в исходных полосах сплавов магния ZE10 и Mg-5 % Li, так и изменение характера анизотропии после деформации различным числом циклов ЗИ. Анизотропия модуля Юнга минимальна после 5 циклов знакопеременного изгиба. Коэффициенты анизотропии условного предела текучести и временного сопротивления минимальны после 3 циклов знакопеременного изгиба.

7. Прогнозирование механических свойств исследуемых сплавов при знакопеременном изгибе может быть проведено на основе установленных значимых линейных корреляционных связей (с коэффициентами надежности аппроксимации, превышающими 0,7) между усредненными по направлению величинами  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\Delta l/l$  и нормированными значениями полюсной плотности  $P_{отн.}$ , превышающими единицу на обратных полюсных фигурах.

8. Использование упругих констант монокристалла чистого магния для описания анизотропии свойств поликристаллов сплавов ZE10 и Mg - 5% Li на основе магния некорректно и приводит к ошибкам, как в количественных значениях, так и в характере анизотропии.

9. Рассчитаны упругие константы монокристаллов сплавов магния ZE10 и Mg - 5% Li, позволяющие прогнозировать анизотропию упругих свойств листовых поликристаллов исследуемых сплавов магния. Прогнозные величины близки экспериментальным значениям в пределах 5 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Wang Y.N. Texture analysis in hexagonal materials / Y.N. Wang, J.C. Huang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2003. – Vol. 81, No.1. – P. 11–26.
2. Орлов П.И. Основы конструирования. Справочно-методическое пособие в 3 книгах. Кн. 3 / П.И. Орлов. – М.: Машиностроение, 1977. – 623 с.
3. Yang Z. Review on research and development of magnesium alloys / Z. Yang, J.P. Li J.X., Zhang, G.W. Lorimer, J. Robson // *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* – 2008. – Vol. 21, No. 5. – P. 313-328.
4. Магниевые сплавы – FindPatent.ru. – Режим доступа: <http://www.findpatent.ru/patent/245/2456362.html>
5. Leeftang M.A. Deformability and extrusion behavior of magnesium-lithium binary alloys for bio-medical applications / M.A. Leeftang, J. Zhou, J. Duszczyk // In K.U. Kainer (Ed.), *Magnesium, Proceedings of the 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications, 2009* (P. 1182-1188). Weinheim, Germany: Wiley-VCH. – Режим доступа: [http://www.3me.tudelft.nl/fileadmin/Faculteit/3mE/Over\\_de\\_faculteit/Afdelingen/Materials\\_Science\\_\\_Engineering/MSE\\_News/scienceday2009/doc/M.A.\\_Leeftang,\\_J.\\_Zhou\\_and\\_J.\\_Duszczyk.pdf](http://www.3me.tudelft.nl/fileadmin/Faculteit/3mE/Over_de_faculteit/Afdelingen/Materials_Science__Engineering/MSE_News/scienceday2009/doc/M.A._Leeftang,_J._Zhou_and_J._Duszczyk.pdf)
6. Technology of straightening in ARKU rollers. – Режим доступа: <http://www.tkzentrum.ru/equipment/arku/item17/>
7. Cazacu O. Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals / O. Cazacu, B. Plunkett, F. Barlat // *International Journal of Plasticity*. – 2006, Vol. 22, No.7. – P. 1171–1194.
8. Келли А. Кристаллография и дефекты в кристаллах / А. Келли, Г. Гровс. – М.: Мир, 1974. – 496 с.
9. Bacon D.J. Atomic-scale modeling of dislocations and related properties in the hexagonal close-packed metals / D.J. Bacon, V. Vitek // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2002. – Vol. 33A. – P. 721–733.
10. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов / В.К. Григорович. – М.: «Наука», 1988. – 296 с.

11. Wielke B. Thermally activated glide of zinc single crystals from 4.2 to 373 K / B. Wielke // *Acta Metallurgica*. – 1973. – Vol. 21, No.3. – P. 289–294.
12. Akhtar A. Basal slip in zirconium / A. Akhtar // *Acta Metallurgica*. – 1973. – Vol. 21, No.1. – P. 1–11.
13. Yoo M.H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals / M.H. Yoo // *Metallurgical Transactions A*. – 1981. – Vol. 12A, No. 3. – P. 409–418.
14. Barnett M.R. Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys / M.R. Barnett, M.D. Nave, and C.J. Bettles // *Materials Science and Engineering*. 2004. – Vol. 386A. – P. 205-211.
15. Burke E.C. Plastic deformation of magnesium single crystals / E.C. Burke, W.R. Hibbard // *T. Metall. Soc. AIME*. – 1952. – Vol. 194. – P. 295-303.
16. Conrad H. Effect of temperature on the flow stress and strain-hardening coefficient of magnesium single crystals / H. Conrad and W.D. Robertson // *Trans. AIME*. – 1957. – Vol. 209. – P. 503 – 512.
17. Reed-Hill R.E. Deformation of magnesium single crystals by nonbasal slip / R.E. Reed-Hill, W.D. Robertson // *Trans TMS-AIME*. – 1957. – Vol. 220. – P. 496-502.
18. Flynn P.W. On the thermally activated mechanism of prismatic slip in magnesium single crystals / P.W. Flynn, J. Mote, J.E. Dorn // *Trans TMS-AIME*. – 1961. – Vol. 221. – P. 1148-1154.
19. Obara T.  $\{11\bar{2}\}\langle -1123\rangle$  slip system in magnesium / T. Obara, H. Yoshinga, S. Morozumi // *Acta Metallurgica*. – 1973. – Vol. 21. – P. 845-853.
20. Kleiner S. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6% Al-1% Zn alloy / S. Kleiner, P.J. Uggowitzer // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2004. – Vol. 379. – P. 258-263.
21. Von Mises R. Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen / R. Von Mises // *Z. Angew. Math. Mech.* – 1928. – Bd. 8. – S. 161-185.
22. Taylor G.I. Plastic strain in metals / G.I. Taylor // *Journal of the Institute of Metals*. – 1938. – Vol. 62. – P. 307-324.
23. Groves G.W. Independent slip systems in crystals / G.W. Groves, A. Kelley // *The Philosophical Magazine*. – 1963. – Vol. 8. – 877-887.

24. Agnew S.R. A mechanistic understanding of the formability of magnesium: examining the role of temperature on the deformation mechanisms / S.R. Agnew, O. Duygulu // Mater Sci Forum. – 2003. – Vol. 419-422. – P. 177-188.
25. Agnew S.R. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B / S.R. Agnew, O. Duygulu // International Journal of Plasticity. – 2005. – Vol. 21. – P. 1161-1193.
26. Christian J.W. Deformation twinning / J.W. Christian, S. Mahajan // Progress in Materials Science. – 1995. – Vol. 39. – P. 1-157.
27. Bilby B.A. The theory of the crystallography of deformation twinning / B.A. Bilby, A.G. Crocker // Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and physical sciences. – 1965. – Vol. 288. – P. 240-255.
28. Cahn R.W. Twinned crystals / R.W. Cahn // Advances in Physics. – 1954. – Vol. 3. – P. 363-445.
29. Mahajan S. Deformation twinning in metals and alloys / S. Mahajan, D.F. Williams // International Metallurgical Reviews. – 1973. – Vol. 18. – P. 43-61.
30. Partridge P.G. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals / P.G. Partridge // Metallurgical Reviews. – 1967. – Vol. 12. – P. 169-194.
31. Stoloff N.S. Deformation and fracture of polycrystalline cadmium / N.S. Stoloff, M. Gensamer // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. – 1963. – Vol. 227. – P. 70-80.
32. Barrett C.S. The crystallographic mechanisms of translation, twinning and banding / C.S. Barrett // in Cold Working of Metals. American Society for Metals: Cleveland, Ohio. 65-98, 1949.
33. Kelley A. Crystallography and crystal defects / A. Kelley, G.W. Groves, P. Kidd. – Chichester - New York - Weinheim-Brisbane - Singapore: Willey & Sons, 2000. – 465 p.
34. Koike J. Enhanced deformation mechanisms by anisotropic plasticity in polycrystalline Mg alloys at room temperature / J. Koike // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Vol. 36. – P. 1689-1696.

35. Brown D.W. Internal strain and texture evolution during deformation twinning in magnesium / D.W. Brown, S.R. Agnew, M.A.M. Bourke, et al. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2005. – Vol. 399. – P. 1-12.
36. Yang Ping Dependency of deformation twinning on grain orientation in an FCC and a HCP metal / Yang Ping // [Frontiers of Materials Science in China](#). – 2007. – Vol. 1, No. 4. – P. 331-341.
37. Kocks U.F. The importance of twinning for the ductility of CPH polycrystals / U.F. Kocks and D.G. Westlake // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.* – 1967. – Vol. 239. – P. 1107-1109.
38. Nave M.D. Microstructures and textures of pure magnesium deformed in plane-strain compression / M.D. Nave and M.R. Barnett // *Scripta Materialia.* – 2004. – Vol. 51. – P. 881-885.
39. Agnew S.R. Plastic anisotropy of magnesium alloy AZ31B sheet / S.R. Agnew // in *TMS Annual Meeting, Magnesium Technology 2002*. Seattle, Washington, USA: TMS, 2002. P. 169-174.
40. Styczynski A. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy / A. Styczynski, C. Hartig, J. Bohlen, et al. // *Scripta Materialia.* – 2004. – Vol. 50. – P. 943-947.
41. Koike J. Geometrical criterion for the activation of prismatic slip in AZ61 Mg alloy sheets deformed at room temperature / J. Koike and R. Ohyaama // *Acta Mater.* – 2005. – Vol. 53. – P. – 1963-1972.
42. Mishra R.K. Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions/ R.K. Mishra, A.K. Gupta, P.R. Rao, A.K. Sachdev, A.M. Kumar, [A.A. Luo](#) // *Scripta Materialia.* – 2008. – Vol. 59, No. 5. – P. 562–565.
43. Komodo S. Deformability and strengthening of superlight Mg-Li alloys / S. Komodo, Y. Kojima // *Metallurgical Science and Technology.* – 1998. – Vol. 16, No. (1-2). – P. 45 – 53.
44. Kelley E.W. Plane-strain compression of magnesium and magnesium alloy crystals / E.W. Kelley and W.F. Hosford // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.* – 1968. – Vol. 242. – P. 5-13.

45. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. - М.: Металлургия, 1969. - 654 с.
46. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгенографический анализ текстур в металлах и сплавах. - М.: Металлургия, 1982. - 272 с.
47. Виглин А. С. Количественная мера текстуры поликристаллического материала. Текстурная функция // ФТТ. 1960. - Т.2. - №10. - С. 2463 - 2476.
48. Bunge H.-J. Mathematische Methoden der Texturanalyse / Bunge H.-J. - Berlin: Akademie - Verlag, 1969 - 325 s.
49. Брюханов А.А. Интегральные характеристики текстуры кубических и гексагональных металлов / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Известия вузов. Физика. – 1985. – № 9. – С. 127-131.
50. Брюханов А.А. Метод расчета для определения параметров текстуры тензорных свойств кубических и гексагональных металлов / А.А. Брюханов, А.Р. Гохман // Заводская лаборатория. – 1987. – Т. 53, № 3. – С. 572-578.
51. Брюханов А.А. Влияние холодной прокатки на характеристики текстуры и анизотропии свойств альфа-сплава Ti-3Al-1,5B / А.А. Брюханов Н.А. Волчок, Т.С. Совкова // Материалы. – 2010. – № 5. – С. 9-14.
52. Yukutake E. Anisotropy and non-uniformity in plastic behavior of AZ31 Magnesium alloy plates / E. Yukutake, J. Kaneko, and M. Sugamata // Mater. Trans. – 2003. – Vol. 44. – P. 452-457.
53. Avery D.H. Plastic anisotropy in magnesium alloy sheets / D.H. Avery, W.F. Hosford, W.A. Backofen // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. – 1965. – Vol. 233. – P. 71-78.
54. Nobre J.P. Deformation asymmetry of AZ31 wrought magnesium alloy / J.P. Nobre, U. Noster, M. Kornmeier, [A. Morão Dias](#), [Berthold Scholtes](#) // Key Engineering Materials. – 2002. – Vol. 230-232. – P. 267-270.
55. Staroselsky A. A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloy AZ31B / A. Staroselsky, L. Anand // Int. J. Plasticity. – 2003. – Vol. 19. – P. 1843-1864.

56. Agnew S.R. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y / S.R. Agnew, M.H. Yoo, and C.N. Tome // *Acta Materialia*. – 2001. – Vol. 49. – P. 4277-4289.
57. Най Дж. Физические свойства кристаллов. - М.: ИЛ, 1960. - 385 с.
58. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. - М.: Физматгиз, 1963. - 696 с.
59. Шульце Г. Металлофизика. - М.: Мир, 1971. - 504 с.
60. Бецофен С.Я. Текстурное упрочнение в титановых сплавах: влияние критических напряжений в разных системах скольжения и двойникования / С.Я. Бецофен, Е.Б. Рубина // *Металлы*. – 1994. – № 4. – С. 114-121.
61. Брюханов А.А. Текстурное упрочнение листов альфа - титанового сплава ПТЗ-В при деформации холодной прокаткой / А.А. Брюханов, Н.А. Волчок, Т.С. Совкова // *Технология металлов*. - 2010. - № 12. - С. 14-21.
62. Barnett M.R. Influence of deformation conditions and texture on the high temperature flow stress of magnesium AZ31/ M.R. Barnett // *Journal of Light Metals*. – 2001. – Vol. 1, No. 3. – P. 167-177.
63. Зильберг Ю.В. Влияние знакопеременного изгиба на структуру и свойства полос магниевого сплава AZ31/ Ю.В. Зильберг, Ф.-В. Бах, Д. Борман, М. Родман, М. Шапер, М. Хепке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2009. – №4. – С. 20-25.
64. Bryukhanov A.A. Anisotropy of Mechanical Properties of Magnesium Alloy AZ31 Sheets as a Result of Sign-Variable Bending Deformation / A.A. Bryukhanov, P.P. Stoyanov, Yu.V. Zilberg, M. Shaper, M. Rodman, M. Hepke, D. Rodman // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2010. – Vol. 2, No. 3. – P. 215–219.
65. Брюханов А.А. Механизм пластической деформации сплава AZ31 при малоцикловом знакопеременном изгибе / А.А. Брюханов, М. Родман, А.Ф. Тарасов, П.П. Стоянов, М. Шапер, Д. Борманн // *Физика металлов и металловедение*. – 2011. – [Т. 111, № 6. – С. 651-658.](#)



66. Uota T. EBSD Observation for Reversible Behavior of Deformation Twins in AZ31B Magnesium Alloy / T. Uota, T. Suzu, S. Fukumoto, A. Yamamoto // Materials Transactions. – 2009. – Vol. 50, No. 8. – P. 2118–2120.

67. Усов В.В., Брюханов П.А., Родман М., Шкатуляк Н.М., Шапер М., Клозе Х., Бах Ф.-В. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства  $\alpha$ -титана / В.В. Усов, П.А. Брюханов, М. Родман, Н.М. Шкатуляк, М. Шапер, Х. Клозе, Ф.-В. Бах // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 9. – С. 32–37.

68. Глаговский Б.А. Низкочастотные акустические методы в машиностроении. / Б.А. Глаговский, И.Б. Московенко. – М.: Машиностроение, 1977. – 235 с.

69. Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Metallurgy, 1970. – 366 с., Бородкина М.М. Рентгенографический анализ текстуры в металлах и сплавах / М.М. Бородкина, Э.Н. Спектор. – М.: Metallurgy, 1982. – 272 с.

70. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.

71. Смирнов В.И. Курс высшей математики. – Т. 2. – М.: Наука, 1974. – 656 с.

72. Шкатуляк Н.М. Влияние вида деформации на текстуру бинарного сплава магний-литий / Н.М. Шкатуляк, С.В. Санькова, В.В. Усов // Механические свойства современных конструкционных материалов: междунар. науч. чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга, 4-5 сент. 2014 г.: сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2014. – С. 333 – 336.

73. Шкатуляк Н.М. Текстура деформации сплавов магния / Н.М. Шкатуляк, А.И. Соколенко, С.В. Санькова // Развитие информационно-ресурсного обеспечения образования и науки в горно-металлургической отрасли и на транспорте: междунар. конф. DIRPSEMMTS 2014, Днепропетровск, 27-28 сент. 2014 г. – С. 130-137. – Режим доступа: <http://sci-forum.net.ua/DIRPSEMMTS2014/>.

74. Bohlen J. [The texture and anisotropy of magnesium-zinc-rare earth alloy sheets](#) / J. Bohlen, M.R., Nürnberg, J.W. Senn, D. Letzig, S.R. Agnew // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55, №. 6. – P. 2101–2112.
75. Griffiths D. Explaining texture weakening and improved formability in magnesium rare earth alloys / D. Griffiths // *Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31, No. 1. – P. 10-24.
76. Mackenzie L.W.F. The recrystallization and texture of magnesium–zinc–cerium alloys / L.W.F. Mackenzie, M.O. Pekguleryuz // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59. – P. 665–668.
77. [Stanford](#) N. Effect of composition on the texture and deformation behavior of wrought Mg alloys / N. [Stanford](#), M. [Barnett](#) // *Scripta Materialia*. – 2008. – [Vol. 58, No. 3](#). – P. 179–1829.
78. [Stanford](#) N. Effect of particles on the formation of deformation twins in a magnesium-based alloy / N. [Stanford](#), M.R. [Barnett](#) // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – [Vol. 516, No. 1–2](#). – P. 226–234.
79. Bohlen J. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium manganese alloys during extrusion / J. Bohlen, S. Yi, D. Letzig, K.U. Kainer // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 7092–7098.
80. Chino Y. Tensile Properties and Stretch Formability of Mg-1.5 mass %-0.2 mass % Ce Sheet Rolled at 723K / Y. Chino, K. Sassa, M. Mabuchi // *Materials Transactions*. – 2008. – Vol. 49, No. 7. – P. 1710–1712.
81. Couling S.L. New Twinning systems in magnesium / S.L. Couling, C.S. Roberts // *Acta Crystallogro* – 1956. – Vol. 9. – P. 972 – 973.
82. Sangbong Yi., Twinning-related microstructural evolution during hot rolling and subsequent annealing of pure magnesium / Yi. Sangbong, I. Schestakow, S. Zaefferer // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 516. – P. 58–64.
83. Koike J. Strain Accommodation Twins and Fracture Initiation Twins in Magnesium Alloys. / J. Koike, D. Ando. – Режим доступа: <http://www.magnet.ubc.ca/news/images/MagNET%20Workshop%20Abstracts.pdf>.

84. Barnett M.R. Non-Schmid behavior during secondary twinning a polycrystalline magnesium alloy / M.R. Barnett, Z. Keshavar, A.G. Beer, X. Ma // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56, No. 1. – P. 5–15.

85. Шкатуляк Н.М. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства листа сплава магния с цинком и цирконием / Н.М. Шкатуляк, В.В. Усов, Н.А. Волчок, А.А. Брюханов, С.В. Санькова, М. Родман, М. Шафер, Х.Клёзе // *Физика металлов и металловедение*. – 2014. – Т. 115, №6. – С. 648–65581; Shkatulyak N.M. Effect of Reverse Bending on Texture, Structure, and Mechanical Properties of Sheets of Magnesium Alloys with Zinc and Zirconium / N.M. Shkatulyak, V.V. Usov, N.A. Volchok, A.A. Bryukhanov, S.V. San'kova, M. Rodman, M. Shaper, C. Klose // *Physics of Metals and Metallography*. – 2014. – Vol. 115, No. 6. – P. 609–616. DOI: 10.1134/S0031918X1406012X.

86. Mackenzie L.W.F. The influences of alloying additions and processing parameters on the rolling microstructures and textures of magnesium alloys / L.W.F. Mackenzie, M. Pekguleryuz // *Materials Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 480. – P. 189–197.

87. Hauser F.E. Deformation and Fracture of Alpha Solid. Solutions of Lithium in Magnesium / F.E. Hauser, P.R. Landon, J.E. Dorn // *Trans. ASM*. – 1958. – Vol. 50. – P. – 856–883.

88. Quimby R.M. Yield point phenomena in magnesium-lithium single crystals / R.M. Quimby, J.D. Mote, J.E. Dorn // *Transactions of the ASM*. – 1962. – Vol. 55. – P. 149-157.

89. Agnew S.R. Texture evolution of five wrought magnesium alloys during route an equal channel angular extrusion: Experiments and simulations / S.R. Agnew, P. Mehrotra, T.M. Lillo, G.M. Stoica, P.K. Liaw. // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, No. 11. – P. 3135-3146.

90. Barnett R. Twinning and the ductility of magnesium alloys. Part II. Contraction twins / R. Barnett // *Materials Science and Engineering*. – 2007. – Vol. A 464. – P. 8–16.

91. Letzig D. Effects of processing, texture and temperature on the formability of AZ31 and ZE10 sheets / D. Letzig, L. Stutz, J. Bohlen, K.U. Kainer // *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 690. P. 298-81.
92. Liu R. Effect of Load Direction on Tensile Yield Properties in Mg-3Al-Zn Alloy / Liu R., Yin De L., Wang J.T. // *Materials Science Forum*. – 2011. – Vol. 682. – P. 145-151.
93. Haferkamp H. Development, Processing and Applications Range of Magnesium Lithium Alloys / H. Haferkamp, M. Niemeyer, R. Boehm, U. Holzkamp, C. Jschik, V. Kaese // *Materials Science Forum*. – 2000. – Vol. 350-351. – P. 31-42.
94. Магниево-литиевые сплавы: (Свойства, технология, применение) / М. Е. Дриц, Ф. М. Елкин, И. И. Гурьев и др.; Под ред. М. Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1980. – 139 с.
95. Wu R.Z. Zhang Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of Mg-Li base alloys / R.Z. Wu, Z.K. Qu M.L. // *Rev. Adv. Mater*. – 2010. – Vol. 24. – P. 35-43.
96. Бецофен С.Я. Влияние легирующих элементов на формирование текстуры прокатки сплавов системы Mg-Nd-Zr и Mg-Li. / С.Я. Бецофен, Е.Ф. Волкова, А.А. Шафоростов. – Режим доступа: <http://www.viam.ru/public/index.php?year=2010>
97. Al-Samman T. Comparative study of the deformation behavior of hexagonal magnesium–lithium alloys and a conventional magnesium AZ31 alloy/ T. Al-Samman // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – P. 2229–2242.
98. Смірнова С.В. Вплив деформації знакозмінним вигином на структуру та механічні властивості листів сплаву магнію з літієм / С.В. Смірнова, Н.М. Шкатуляк, В.В. Усов // *Науковий вісник Чернівецького університету. Фізика. Електроніка*. – Фізика. Електроніка. – 2015. – Т.4, вип.1. – С. 60-66.
99. Shkatulyak N.M. Effect of alternating bending on texture, structure, and elastic properties of sheets of magnesium lithium alloy / N.M. Shkatulyak, S.V. Smirnova, V.V. Usov // *International Journal of Metals* – 2015. – Vol. 2015, Article ID 349810, 9 pages. <http://dx.doi.org/10.1155/2015/349810>

100. Усов В.В. Текстура, структура и упругие свойства листов сплава магния с литием после малоциклового знакопеременного изгиба / В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, С.В. Смирнова // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: междунар. конф. 10-13 ноября 2015 г.: сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 194-195.

101. Hadorn, J.P. Texture Weakening Effects in Ce-Containing Mg Alloys / Hadorn J.P., Mulay R.P., Hantzsche K., Yi S., Bohlen J., Letzig D., [Agnew S.R.](#) // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 44, No. 3. – P. 1566-1576.

102. San'kova S.V. The Elastic Constants of the Single Crystal of the Mg-Zn-Zr-REM Alloy from the Data of the Elastic Anisotropy and the Texture of the Polycrystalline Sheet / S.V. San'kova, N.M., Shkatulyak, V.V. Usov, N.A. Volchok // International Journal of Metals. – Vol. 2014. – Article ID 142920. – 6 pages, 2014. doi:10.1155/2014/142920. – Режим доступа: <http://www.hindawi.com/journals/ijmet/2014/142920/>

103. Shkatulyak N. Single crystal magnesium lithium alloy elastic constants / N. Shkatulyak, V. Usov, S. Smirnova // International Journal of Advances in Materials Science and Engineering (IJAMSE). - 2015. - Vol. 4, №. 4. - P. 1-11.

104. Frederikse H.P.R. Elastic constants of single crystals / H.P.R. Frederikse. – Режим доступа: <http://wenku.baidu.com/view/3e21470003d8ce2f006623af.html>

105. Kamaya M. A procedure for estimating Young's modulus of textured polycrystalline materials / M. Kamaya // International Journal of Solids and Structures. – 2009. – Vol. 46. – P. 2642–2649.

106. Toonder M.J. The relation between single crystal elasticity and the effective elastic behaviour of polycrystalline materials: theory, measurement and computation / M.J. den Toonder, J.A.W. van Dommelen, F.P.T. Baaijens // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 1999. – Vol. 7. – P. 909–928.

107. Справочник по цветным металлам. – Режим доступа: <http://libmetal.ru/mg/splavmg.htm>

108. Смирягин А.П. Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургиздат, 1956. – 558 с.; Энциклопедия физики и техники. – Режим доступа: [http://femto.com.ua/articles/part\\_1/2032.html](http://femto.com.ua/articles/part_1/2032.html)

109. Brokmeier H.-G. Texture gradient in a bonelike extrusion profile of Mg Ze10 / H.-G. Brokmeier, C. Randau, U. Garbe, P. Spalthoff, J. Bohlen // Proceedings of the 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications. – Wiley-VCH, 2009. – P. 583-588.

110. Phasha M.J. An alternative DFT-based model for calculating structural and elastic properties of random binary HCP, FCC and BCC alloys: Mg-Li system as test case / M.J. Phasha, P.E. Ngoepe // Intermetallic. – 2012. – Vol. 21. – P. 88-96.

111. Clark S.J. First principles methods using CASTEP / S.J. Clark, M.D. Segall, C.J. Pickard, P.J. Hasnip, M. I.J. Probert, K. Refson, and M.C. Payne // Z. Kristallogr. – 2005. – Vol. 220. – P. 567–570.

112. Radwan Fae`q A.A. Some properties of magnesium alloys at different percentages of Lithium, Silver, Tin, Indium and Zinc / Fae`q A.A. Radwan. // Advances in Applied Science Research. – 2011. – Vol. 2, No. 1. – P. 120-124.