

Южноукраинский национальный педагогический университет
имени К.Д.Ушинского

Волчок Наталья Аркадиевна

На правах рукописи

УДК 538.911: 548.735:53.081.7

**Количественные характеристики текстуры и анизотропия
упругих свойств деформированных α -твердых растворов на
основе титана.**

Специальность 01.04.07 – Физика твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель
доктор физико-математических наук,
профессор Гохман А.Р.

Одесса-2011

Содержание

	Стр.
Введение	4
1. Методы изучения текстуры и анизотропии свойств	18
1.1. Рентгенодифрактометрические методы изучения текстур при помощи полюсных фигур.....	20
1.2. Учет фактора дефокусировки при съемке прямых полюсных фигур.....	24
1.3. Определение анизотропии упругих свойств листовых поликристаллов.....	28
2. Текстура и анизотропия свойств листов гексагональных металлов и сплавов	31
2.1. Представление текстур при помощи идеальных ориентировок.....	33
2.2. Представление плоских текстур при помощи функций распределения кристаллов по ориентациям.....	32
2.3. Вероятностный метод восстановления функции распределения ориентаций кристаллов из ограниченного набора прямых полюсных фигур.....	37
2.4. Представление гексагональных текстур при помощи интегральных характеристик.....	43
2.5. Расчет ИХТ листов гексагональных металлов из полюсных фигур от плоскости базиса (0001).....	46
2.6. Фурье-анализ упругой анизотропии листов гексагональных металлов и их монокристалльные характеристики.....	49
2.7. Интегральные характеристики текстур прокатки и анизотропия упругих свойств листов гексагональных металлов.....	56
2.8. Интегральные характеристики текстуры и анизотропия	

повреждаемости листов α -титана.....	66
2.9. Выводы.....	73
3. Текстура и анизотропия свойств листов сплавов системы титан-алюминий-ванадий.....	75
3.1. Развитие текстуры листов сплава Ti-3Al-1,5V в процессе деформации холодной прокаткой.....	76
3.2. Монокристалльные характеристики и анизотропия упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V после деформации холодной прокаткой.....	80
3.3. Развитие текстуры и анизотропии упругих свойств листов титанового сплава Ti-5Al-2V в процессе деформации холодной прокаткой.....	94
3.4. Текстурное упрочнение листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V в результате деформации холодной прокаткой.....	103
3.5. Кристаллографический механизм деформации листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V при холодной прокатке.....	109
3.6. Выводы.....	118
4. Направленное изменение текстуры и анизотропии свойств листов α-титановых сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V	122
4.1. Влияние деформации поперечной прокаткой на текстуру и анизотропию свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V.....	123
4.2. Текстура и анизотропия свойств листов сплава Ti-5Al-2V, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток.....	139
4.3. Выводы	152
Общие выводы диссертации.....	154
Литература.....	156

Введение

Влияние полей напряжений на структуру твердых тел в монокристалльном и поликристаллическом состояниях занимает важное место в физике твердого тела. Симметрия, характер поля напряжений, структурное состояние поликристалла и составляющих поликристалл элементов в совокупности обеспечивают реализацию определенных механизмов деформации, что в свою очередь формирует структуру деформированного поликристалла, его ориентационное состояние (кристаллографическую текстуру) и тем самым определяет его свойства, характер и величину их анизотропии.

В условиях роста стоимости энергоресурсов, сырья для металлургической промышленности, легирующих элементов особое значение приобретает не только создание новых микролегированных конструкционных материалов, но и разработка технологий эффективной обработки уже имеющихся сплавов с целью повышения качества металлопродукции и снижения энергозатратности [1,2].

Такие технологии базируются на принципах целенаправленного создания и изменения оптимальной структуры металлопродукции, обеспечивающей высокий комплекс свойств полуфабрикатов и готовых изделий [3-5]. Одним из главных способов воздействия на структуру поликристаллических тел является пластическая деформация, которая в той или иной мере сопровождает подавляющее большинство технологических процессов. По этой причине интерес к проблемам пластической деформации металлов, особенно с гексагональной структурой, в последнее время существенно возрос [6-17].

Пластическое поведение обработанных давлением металлов с гексагональной структурой часто характеризуется асимметрией течения в плоскости испытания растяжением или сжатием, высокой пластической анизотропией и плавным изгибом кривой деформация-напряжения в плоскости испытания сжатием и последующим растяжением [6,9,18,19]. Существующие модели пластической деформации: поликристаллическая [20-22], феноменологическая, основанная на представлении кристалла как континуума [23], достаточно эффективны при объяснении эффектов

анизотропии в кубических металлах, но недостаточно надежно объясняют феномен пластичности гексагональных металлов.

С точки зрения физики твердого тела, пластическая деформация кристаллических тел обеспечивается двумя основными механизмами: скольжением по кристаллографическим плоскостям за счет перемещения отдельных дислокаций, скольжения групп дислокаций, относительного перемещения и изменения формы зерен и механическим двойникованием [6,7].

Скольжение является наиболее общим видом деформации. Деформация скольжением проходит по определенным плоскостям решетки и в определенных направлениях, т.е. по определенным системам скольжения, где атомное смещение по каждой из плоскостей значительно больше, чем межатомные расстояния. В результате деформации скольжением происходит постепенная переориентация кристалла, формируется и развивается текстура. Деформация скольжением реализуется, прежде всего, в кубических металлах с высокой симметрией кристаллической структуры, в которых много эквивалентных систем скольжения с низким значением приведенного критического сдвигового напряжения.

В противоположность скольжению, деформация двойникованием представляет собой однородный сдвиг, равномерно распределенный по всей области трех измерений. Кристаллическая структура образовавшихся двойников идентична структуре исходной матрицы, но с другой ориентацией [24]. Результирующая сдвиговая деформация мала и ограничена [25,26]. Процесс двойникования активизируется, в первую очередь, под действием сжатия, реже – под действием растяжения, но не в результате их одновременного действия. Деформационные двойники металлографически имеют форму пластин, которые являются энергетическими барьерами, препятствующими дальнейшему образованию двойников [27]. Реализация процесса двойникования определяется типом кристаллической решетки.

Металлы с кубической решеткой в обычных условиях практически не двойникуются. В ОЦК металлах деформация двойникованием возможна при низких температурах и высокой скорости деформации, т.е. в условиях, когда снижается

активность систем скольжения [28]. Процесс двойникования в ГЦК металлах иногда активизируют с целью преодоления в них так называемого напряжения Пирлса, которое проявляет сильную зависимость от температуры. Имеются сведения, что напряжение, необходимое для реализации двойникования в ГЦК медных сплавах Cu+Zn, Cu+Al, Cu+Ge растет с увеличением энергии дефектов упаковки [29,30].

Для ГПУ металлов с более низкой симметрией кристаллического строения, системы скольжения, необходимые для произвольного изменения формы, практически не активизируются при комнатной температуре [31]. Для таких структур в широком интервале температур главную роль играет деформация двойникованием. Таким образом, способность к формоизменению ГПУ металлов существенно зависит от способов осуществления процессов двойникования [32].

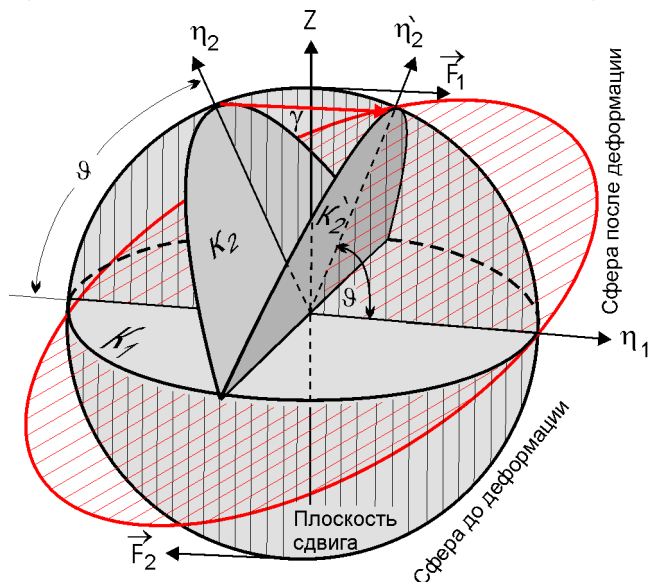


Рис.1. Кристаллографические характеристики двойникования.

Деформационные двойники, как уже отмечалось, образуются путем однородного сдвига решетки матрицы [33,34]. В современных представлениях о механизме образования двойников в гексагональных металлах кристалл рассматривают как сплошную среду в виде сферы (в приближении механики сплошных сред). Сдвиг деформирует сферу в эллипсоид. Это схематически показано на рисунке 1 [35]. Сфера сдвигается на

величину γ в некотором направлении η_1 . Все плоскости, секущие сферу, превращаются в эллипсы и только две из них не искажаются и остаются окружностями после двойникования. Эти плоскости принято обозначать K_1 и K_2 . Они перпендикулярны плоскости сдвига и наклонены друг к другу под некоторым углом θ . Угол θ и величина сдвига γ связаны соотношением: $\gamma=2\cos \theta$ [33]. Плоскость K_1 называют плоскостью двойникования. Она содержит вектор сдвига и не претерпевает смещения в процессе двойникования. В процессе двойникования K_2

поворачивается к K'_2 . Плоскость K_2 пересекает плоскость сдвига по η_2 и η'_2 до и после двойникования, соответственно.

Четыре элемента двойникования K_1 , K_2 , η_1 и η_2 попарно независимы и их используют для характеристики двойника (одну из пар). Кристаллические решетки двойника и матрицы связаны либо отражением в определенной плоскости, подобно K_2 , либо вращением на 180° около определенной оси, подобно η_1 .

В процессе однородного сдвига решетки матрицы происходит кооперативное смещение атомов [33,34]. Эти маленькие перемещения, называют перетасовкой (shuffling) индивидуальных атомов, которые формируют кристаллическую решетку двойника.

Известны четыре системы двойникования $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$, $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$, $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$, которые наблюдались в ГПУ металлах [32]. Системы $\{10\bar{1}3\}$ и $\{30\bar{3}4\}$ наблюдали в магнии [36]. Относительно сложная перетасовка атомов для каждой системы двойникования может быть проиллюстрирована отношением N_s/N_t . N_s – число тасующихся атомов, N_t – общее количество атомов, приходящихся на одну ячейку.

Отношение N_s/N_t принимает значения $3/4$, $7/8$, $2/3$ и $1/2$ для указанных четырех систем двойникования. Система двойникования $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$ реализуется в титановой группе металлов и является результатом перетасовки атомов, которые входили во все указанные четыре системы.

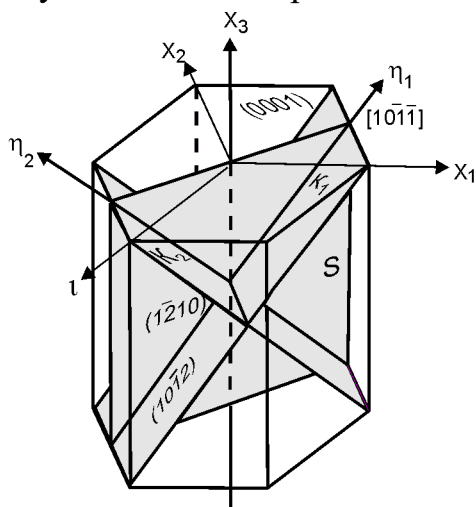


Рис.2. Элементы двойникования системы $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$

Наиболее общей системой двойникования в ГПУ металлах является $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$, которая реализуется практически во всех ГПУ металлах. На рисунке 2 изображены элементы двойникования этой системы в координатах гексагонального кристалла $x_1x_2x_3$. Параметрами двойникования здесь являются: плоскость двойникования K_1 $\{10\bar{1}2\}$, направление

двойникования $\eta_1 \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, плоскость сдвига $S \{1\bar{2}10\}$.

Из рисунка 2 следует, что при реализации указанной системы двойникования для кристаллов с $c/a = \sqrt{3}$, плоскость сдвига S становится квадратом, $\gamma=0$ и двойник не может быть в этом случае образован. Отсюда вытекает важное следствие. Если $c/a > \sqrt{3}$, как это имеет место в цинке, кадмии, то в этих металлах должны создаваться условия для образования двойников сжатия (ось c имеет возможность укорачиваться). Если $c/a < \sqrt{3}$, как в магнии, титане, цирконии, должны образовываться двойники растяжения. Очевидным является, что при реализации других систем двойникования, условия для образования двойников растяжения или сжатия будут соответствовать другим значениям c/a .

Величина сдвига в указанной системе, согласно [37], выражается формулой:

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

Эта величина – небольшая, изменяется от -0,175 для кадмия с $c/a = 1,89$ до 0,186 для бериллия с $c/a = 1,57$ [38].

Механизмы деформации существенно отличаются по разным направлениям в кристаллах и в совокупности эффекты этих механизмов приводят к образованию и изменению ориентаций кристаллов по отношению к внешним координатам поликристалла, т.е. к текстуре [39]. Таким образом, текстура сопровождает практически все технологические процессы получения и обработки металлов и сплавов. В свою очередь текстура является главной причиной анизотропии свойств поликристаллов [40,41].

Текстура в одних случаях является вредной (фестонообразование при штамповке и вытяжке), а в других случаях текстура может служить дополнительным резервом улучшения свойств металлопродукции по основным параметрам: весовым, габаритным, прочностным, пластическим и пр. [41,42-45]. Поэтому учет «эффекта текстуры» очень важен на всех этапах получения и обработки металлов и сплавов. «Эффект текстуры» наиболее ярко проявляется в металлах и сплавах с ГПУ

решеткой, таких как титан, цирконий, магний и др., которые анизотропны в отношении свойств даже высокой симметрии [46].

Титан и его сплавы значительно расширили область своего применения в качестве конструкционного материала [47-55]. Такая популярность титана обусловлена широким спектром его свойств. Титановые сплавы оказываются более предпочтительными, чем стали и сплавы на основе никеля и меди в условиях агрессивных сред, содержащих H^+ , S^{2-} , H_2S , CO_2 (горячие геотермальные среды), так как они имеют более высокое сопротивление общей коррозии, коррозии под напряжением, а также показывают более высокую коррозионную стойкость сварных соединений [55]. Титан и его сплавы успешно применяются в химической промышленности при производстве серной кислоты, хлора, каустической соды, в электролитических установках, в оборудовании для газовой и нефтяной промышленности [44, 51,52].

Неограниченная стойкость титана и его сплавов в морской воде до $120^{\circ}C$ стимулировали использование их в судостроении в качестве корпусов подводных аппаратов. Высокая удельная прочность и стабильность свойств в широком диапазоне температур позволили успешно применять сплавы титана в авиационной, космической технике. Из титана изготавливают сосуды высокого внутреннего и внешнего давления, несущие конструкции крыла самолета, различного рода оболочки, детали турбореактивных двигателей и пр. [47,49,55]. Благодаря отсутствию токсичности титановые сплавы применяют в легкой и пищевой промышленности, хирургии, зубоврачебной практике [53,54].

Монокристаллы титана анизотропны [46]. В поликристаллическом титане анизотропия свойств особенно остро проявляется в текстурированных листах титана и его сплавов. Поэтому дополнительным резервом улучшения свойств изделий из титана является разработка технологий, позволяющих создать в листовых полуфабрикатах и изделиях специальные виды текстур, обеспечивающих нужную для каждой конструкторской задачи анизотропию свойств. Пластическая деформация как раз и обеспечивает формирование, развитие и изменение текстур в листовых материалах.

Наиболее распространенным способом получения листового материала является прокатка во всех ее видах: горячая, теплая, холодная, перекрестная, поперечная, зубчатая и пр. Вопросам развития текстуры при прокатке титана и его сплавов посвящено очень большое количество работ, уровень которых определялся возможностями исследовательской аппаратуры по изучению текстурного состояния поликристаллов. Первые исследования текстур прокатки и рекристаллизации титана и его сплавов проводились рентгеновскими методами с фоторегистрацией для высоких степеней деформации [56-60]. Появление рентгенодифрактометрической аппаратуры стимулировало изучение текстур в широком диапазоне деформаций и температур, что привело к развитию большой группы работ по изучению формирования и развития текстуры в процессе прокатки и отжига титана и его сплавов и влияния текстуры на анизотропию свойств [61-72]. Отдельно выделилась группа работ по изучению процессов текстурообразования путем анализа анизотропии физико-механических свойств [63,65-67].

Были установлены основные системы скольжения и двойникования, реализующиеся в различных температурных областях прокатки, а также связь свойств поликристаллов и монокристаллов посредством характеристик текстуры [73,74].

В настоящее время «эффект текстуры» редко учитывается в конструкторских задачах, разве что при производстве трансформаторных сталей, где анизотропия магнитных свойств очень велика, а также при разработке технологий получения тонких листов металлов для дальнейшей глубокой вытяжки и штамповки. Помимо всего прочего, это связано и с трудностями практического задания текстуры при помощи характеристик, достаточных для расчета свойств в различных направлениях как в листовых полуфабрикатах, так и в готовых изделиях. Использование для этой цели представления текстур при помощи идеальных ориентировок (ИО) недостаточно информативно с точки зрения анизотропии и эффективно только для очень острых текстур. Все это в полной мере относится к гексагональным текстурам, которые чаще всего описывают углом наклона гексагональной призмы к плоскости текстурованных листов. На практике мы чаще всего имеем дело со

сложными, многокомпонентными текстурами с достаточно протяженным рассеянием практически по всей сфере проекций. Поэтому задание текстур при помощи ИО недостаточно для учета зависимости свойств от направления измерения.

Представление текстурного состояния поликристалла при помощи функций распределения ориентаций кристаллов сложно и для практической реализации «эффекта текстуры» требует специальной подготовки конструкторов. Кроме того, существует ряд проблем, связанных с точностью реконструкции ФРО из экспериментальных данных наиболее распространенными методами. И хотя в качестве программного обеспечения аппаратуры для рентгеноструктурного анализа фирма Филипс включила и расчет ФРО, для практических целей результаты их расчетов не годятся и носят, в основном, демонстрационный характер. Поэтому, одной из важных задач современного текстурного анализа является разработка способа сертификации текстурного состояния и оптимального выбора параметров для определения характера анизотропии свойств поликристаллов. Другой важной задачей является создание банка данных по текстурам и анизотропии свойств технических листовых материалов. Это позволит сертифицировать листовый прокат по текстурным характеристикам и даст возможность использовать «эффект текстуры» в конкретных конструкторских задачах.

Основной тройной системой, на которой базируются почти все промышленные титановые сплавы, является система титан-алюминий-ванадий. Алюминий является основным легирующим элементом для титана. Это связано с тем, что удельный вес алюминия меньше удельного веса титана, алюминий сравнительно дешев, доступен и широко распространен в природе. Введение алюминия в сплавы титана повышает их удельную прочность, эффективно упрочняет как α , так и $\alpha+\beta$ сплавы. Алюминий существенно повышает жаропрочность титановых сплавов, а также модули упругости титана [49,75]. Алюминий повышает температуру аллотропического превращения титана и образует обширную область твердых растворов на основе α – титана. Однако при повышении содержания алюминия более 4% резко возрастает склонность сплавов к охрупчиванию в результате выделения α_2 фазы.

Пластические свойства и технологическая пластичность сплавов титана снижаются с увеличением содержания алюминия. Чтобы избежать появления в структуре α_2 - фазы, в сплавы титан-алюминий вводят в небольших количествах ванадий. Ванадий расширяет область β (является β -стабилизатором) и таким образом препятствует образованию сверхструктуры α_2 . В результате этого повышается технологичность сплавов. Ванадий повышает прочность и жаропрочность сплавов этой системы. Считается, что для повышения прочности и жаропрочности при сохранении достаточной технологичности и свариваемости сплавы титана с алюминием должны содержать ванадия в количестве, близком к его максимальной растворимости α - фазе. Основные промышленные сплавы в бывшем СССР и в западных странах отвечают именно этому принципу (это сплавы серии ПТ, ОТ, АТ, американские супер α - сплавы). Разрабатываются также и многокомпонентные сплавы, основой которых служит все та же тройная система титан-алюминий-ванадий.

α - и псевдо α - сплавы системы титан-алюминий-ванадий применяются в основном в тех отраслях техники, в которых удельная прочность ставится во главу угла. Это – авиационная, космическая промышленность, строительство, оборонная сфера и пр. [47,49,55]. Сплавы этой системы относятся к классу деформируемых сплавов и выпускаются в виде проката.

В последнее десятилетие не создавались принципиально новые сплавы на основе титана. Развитие этих сплавов и их исследование направлено главным образом на оптимизацию свойств. Оптимизация свойств в современном материаловедении становится все более актуальной задачей, для решения которой следует уже действующие в настоящее время технологические инструкции и технические условия на применение материалов совершенствовать, дополнять новыми сведениями об эксплуатационных характеристиках. Одним из важнейших факторов, который следует учитывать в «оптимизированных» материалах, является анизотропия их эксплуатационных характеристик.

Сплавы Ti-5Al-2V и Ti-3Al-1,5V являются типичными представителями системы титан-алюминий-ванадий. Эти сплавы широко применяются как оболочечные и в

конструкциях, эксплуатируемых в условиях двухосного напряженно-деформированного состояния. Поэтому для этих сплавов важным является их текстурное состояние на различных этапах производства проката и дальнейшей обработки. Все эти вопросы и определили цель исследований данной диссертации и методы ее достижения.

Целью данной работы явилось: установить количественную связь между тензорными свойствами моно- и текстурованных поликристаллов некоторых α -твердых растворов системы Ti-Al-V, учитывающих распределение кристаллов по ориентациям, позволяющих прогнозировать анизотропию свойств поликристаллов, определять монокристалльные характеристики сплавов.

Для достижения поставленной цели в диссертации были решены следующие задачи:

1. Проанализировать границы применимости современных методов исследования и описания текстур гексагональных поликристаллов и определить оптимальный подход к изучению текстуры и анизотропии свойств α -сплавов титана.

2. Для металлов и сплавов с различным соотношением c/a изучить влияние типа текстур, параметров рассеяния ориентировок на интегральные характеристики текстуры с целью получения в материалах необходимой анизотропии физических свойств.

3. В представлении интегральных характеристик изучить образование, развитие и превращения текстуры в сплавах системы Ti-Al-V с различным содержанием алюминия при различных режимах холодной прокатки.

4. Пользуясь разработанным методом, определить монокристалльные характеристики упругости исследуемых сплавов после различных видов деформации и использовать эти характеристики вместе с результатами текстурного анализа для нахождения ориентационной зависимости упругих параметров, в том числе экспериментально трудноизмеримых.

5. Изучить возможность текстурного упрочнения сплавов при различных деформациях.

6. Разработать подходы применения полученных интегральных характеристик гексагональных металлов для нахождения ориентационной зависимости их коэффициента повреждаемости.

Научная новизна работы.

1. Путем применения усовершенствованного метода получены интегральные характеристики текстур листовых поликристаллов сплавов системы Ti-Al-V при различных схемах их напряженно-деформированного состояния.

2. Показана некорректность использования констант податливости монокристаллов титана для определения анизотропии свойств многокомпонентных титановых сплавов. Для практического использования найдены значения компонент тензора податливости монокристаллов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V.

3. Показана роль процессов скольжения и двойникования в механизме пластической деформации титановых сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V.

4. Рассчитаны ориентационные зависимости модуля сдвига, коэффициента Пуассона исследуемых сплавов, а также значения модуля Юнга в направлении, нормальном к плоскости листов, для различных видов напряженно-деформированного состояния.

5. Определена тензорная размерность коэффициента повреждаемости монокристалла чистого титана. Предложен новый метод расчета коэффициента повреждаемости в нормальном направлении к плоскости листового текстурованного гексагонального поликристалла, в котором используются интегральные характеристики текстуры и параметры анизотропии коэффициента повреждаемости.

Практическое значение полученных результатов.

1. Получены текстурные характеристики промышленных α -титановых сплавов Ti-3Al-1,5V (2,9%Al, 1,3%V) и Ti-5Al-2V (4,9%Al, 2,2%V) для различных видов и степеней обработки. Результаты представлены в виде интегральных характеристик текстуры, посредством которых предлагается сертифицировать листовые гексагональные поликристаллы для учета "эффекта текстуры" в физических и конструкторских задачах.

2. Установлены режимы обработки сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V для получения листов с высоким уровнем текстурного упрочнения и низким уровнем анизотропии свойств.

3. Установлено, что повреждаемость листов титана в процессе деформации холодной прокаткой описывается тензором второго ранга и оценивается из интегральных характеристик текстуры и дифференциального модуля Юнга.

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

Апробация результатов диссертации. Основные результаты диссертации докладывались на:

1. Міжнародній конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики, Еврика-2005. Львів, травень 2005, ЛНУ ім. І.Франка.

2. Міжнародній конференції (Курдюмівські читання), Дніпропетровськ, ПААС, 28 мая-1 июня 2006.

3. 4 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2008. М.8-10 апреля 2008 г. М.:МИСИС. 2008.

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

5. 5 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2010. М.15-17 апреля 2010 г. М.:МИСИС. 2010.

и опубликованы в следующих работах:

. Волчок Н., Гохман О. Дослідження анізотропії коефіцієнта ушкодження прокатаних листів технічного титану VT1-0//Вісник Львів.ун-ту.Серія фізична.-2006.-вип. 39.-с.294-299.

3. Бах Ф.В., Брюханов А.А., Зильберг Ю.В., Волчок Н.А., Родман М., Хепке М. Текстульное разупрочнение листов магниевого сплава AZ31 при знакопеременном изгибе// Деформация и разрушение металлов.-2009.-№5.-с.21-28.
3. Брюханов А.А. Гохман А.Р., Волчок Н.А., Иовчев С.И., Беке Д. Л., Сабо И.А., Буки Д. А. Текстульная неоднородность и распределение анизотропии свойств толстолистового проката стали 06Г2МТФБР по толщине.// Деформация и разрушение металлов.-2010.-№2.-с.111-118.
4. Гохман А.Р., Н.А. Волчок Н.А., Изучение ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости прокатанных листов технического титана ВТ1-0.// Физика и техника высоких давлений.-2010.- 19.-№4.-с.111-117.
5. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Влияние холодной прокатки на характеристики текстуры и анизотропию свойств α -сплава Ti-3Al-1,5V// Материаловедение.-2010.- №4.- с. 9-14.
6. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Текстура и анизотропия модуля Юнга холоднокатанных листов титанового сплава Ti-5Al-2V // Физика и техника высоких давлений.- 2010.-20.-№1.- с. 123-132.
7. Усов В.В., Волчок Н.А., Шкатуляк Н.М. Анизотропия упругости и дислокационной неупругости титана // Металлы. – 2005. – №1. – с. 110-117.
8. Usov V.V., Volchok N.A., Shkatulyak N.M Anisotropy of the Elasticity and Dislocation Inelasticity of Titanium//Russian metallurgy (Metally) – Vol. 2005, № 1. – P. 91 – 96.
9. Захарченко И.Г., Волчок Н.А., Брюханов П.А. Анизотропия упругих свойств α -сплавов титана и их монокристалльные характеристики// Металознавство та термічна обробка металів.-2009.-№3.-7-16.
10. Захарченко И.Г., Волчок Н.А., Брюханов П.А., Совкова Т.С. Влияние комбинации прямой и поперечной прокаток на текстуру и анизотропию свойств листов α - титанового сплава Ti-3Al-1,5V // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2010.- № 1. с. 93-98.
11. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Текстульное упрочнение листов α -титанового сплава Ti-5Al-2V при деформации холодной прокаткой.// Технология металлов.-2010.- №12. – с.14-21.

12. Бах Ф.В., Брюханов А.А., Зильберг Ю.В., Волчок Н.В., Родман М., Хепке М. Текстурное разупрочнение листов магниевого сплава AZ31 при знакопеременном изгибе./ Тезисы 4 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». ПРОСТ 2008. М.8-10 апреля 2008 г. М.:МИСИС. 2008.С.40.
13. Іовчев С.І , Стоянов П.П., Волчок Н.А. Інтегральні характеристики гексагональних текстур. International Conference of Students and Young Scientists in Theoretical and Experimental Physics. HEUREKA-2009. Book of abstracts. May 20-22, 2009 Lviv. Ukraine. Lviv: LNU. p.A19.
14. Совкова Т.С., Брюханова З.А, Волчок Н.А. Влияние ванадия на текстуру и анизотропию свойств листов сплава Ti-4Al// тез. 5 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур, ПРОСТ-10.-МИСиС. 2010. с. 36.
15. Захарченко И.Г., Совкова Т.С., Волчок Н.А., Брюханов П.А. Влияние вида и степени деформации холодной прокаткой на текстуру и анизотропию упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V.// тез. 5 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур, ПРОСТ-10.-МИСиС. 2010. с.35.

Автор выражает благодарность и признательность своему научному руководителю директору института физики и математики, доктору физико-математических наук, профессору Гохману Александру Рафаиловичу, постоянное внимание которого, помощь и ценные советы в решающей степени способствовали успешному выполнению поставленных задач. Автор выражает также признательность сотрудникам рентгеноструктурной лаборатории кафедры физики за огромную помощь в проведении большого объема рентгеновских исследований изученных сплавов.

1. Методы изучения текстуры и анизотропии свойств.

Кристаллографическая текстура - это неравновероятное распределение отдельных кристаллов по ориентациям в поликристаллическом агрегате. Так как текстура определяет анизотропию свойств поликристалла, то все методы изучения текстур основаны на экспериментальном измерении анизотропии свойств поликристаллов. Информативность результатов измерений анизотропии свойств зависит, прежде всего, от симметрии самого свойства. Чем ниже симметрия свойства, тем большую информативность об ориентационном распределении кристаллов она содержит. Самой низкой симметрией обладает свойство кристалла отражать рентгеновские лучи в различных направлениях. Поэтому рентгеновские методы изучения текстур и получили наиболее широкое распространение [76-81].

Для оценки текстур используют также данные по экспериментальной анизотропии физических свойств поликристаллов высоких симметрий. Это относится к кинетическим свойствам, упругим, магнитным. Кинетические свойства, такие как электропроводность, теплопроводность, коэффициент теплового расширения описываются тензорами второго ранга и являются изотропными в отношении поликристаллов с кубической симметрией отдельных элементов. Поэтому анизотропия таких свойств не используется для оценки текстур кубических металлов, но удобна для описания текстур гексагональных металлов. Симметрия упругих свойств, например, модуля Юнга, отвечает тензорному описанию четвертой размерности и поэтому успешно применяется для определения характеристик текстуры кубических металлов. На основе измерения магнитных свойств построены магнитные анизометры [76], которые получили широкое распространение для контроля текстур трансформаторных сталей. Однако методы изучения текстур, основанные на измерениях анизотропии тензорных свойств, удобны при изучении относительно простых текстур. Они дают в определенном смысле усредненные данные о текстуре и не содержат данные об особенностях сложных, многокомпонентных текстур. Поэтому для чисто научных исследований, целью которых является установление механизмов пластической деформации,

рекристаллизации, ориентационных соотношений при фазовых превращениях и т.п., предпочтительно пользоваться рентгенодифрактометрическими методами исследования текстур.

К аналогичным рентгеновскому методу изучения текстур можно отнести электронографический и нейтронографический методы [82-87], которые используют результаты дифракции электронов и нейтронов на кристаллических объектах.

Электронографический метод позволяет получать интенсивные дифракционные рефлексы при малых размерах кристаллов и малых количествах исследуемого вещества [82]. Однако низкая проникающая способность электронов позволяет изучить лишь поверхностный слой образца. Поэтому методы дифракции электронов используются успешно для изучения текстур тонких пленок (толщиной $\sim 0,01$ мм). При этом текстурные характеристики определяют топографическим методом по результатам анализа электронограмм, полученных для достаточно большого числа (~ 500) соседних зерен или субзерен [83]. Для массивных образцов методы электронографии применяются очень редко ввиду чрезвычайной трудоемкости. Кроме того, здесь существенно увеличивается погрешность при распространении результатов измерений отдельных областей на весь материал в целом из-за недостаточной статистики.

Нейтронографический метод [85,86] использует поток тепловых нейтронов с длиной волны $\lambda=0,1$ нм. Он дает возможность исследовать текстуру проволоки толщиной ~ 6 мм и образцов в виде шара или куба с линейным размером ~ 30 мм. Здесь используются широкие монохроматические первичные пучки нейтронов, что позволяет проводить исследования текстур крупнозернистых объектов. Высокая проникающая способность нейтронов обеспечивает увеличение глубины исследуемого слоя и послойное усреднение текстуры. Главная трудность в успешном применении нейтронографического метода – это необходимость использования ядерного реактора и, соответственно, высокие требования к технике безопасности.

Существуют также оптические методы изучения текстуры [87,887], основанные на различной скорости травления кислотами разных кристаллографических

плоскостей. Однако оптические методы не обладают достаточной информативностью о характеристиках текстуры. Поэтому они удобны для определения отклонений от уже имеющейся текстуры для крупнозернистых поликристаллов. Кроме того, они требуют значительных усилий в подборе травителей и изготовлении безупречного шлифа.

1.1. Рентгенодифрактометрические методы изучения текстур при помощи полюсных фигур.

Итак, для изучения текстур наиболее широкое применение получили методы, основанные на дифракции рентгеновских лучей на кристаллической решетке. Это обусловлено высокой информативностью рентгеновского эксперимента, простотой и надежностью рентгенодифрактометрической техники, удобством ее эксплуатации, наличием широкого диапазона длин волн рентгеновских лучей и сравнительной их доступностью широкому кругу исследователей. Собственно это и послужило причиной того, что основные методы анализа текстур разрабатывались для рентгеновского эксперимента. Кроме того, современные автоматизированные рентгеновские дифрактометры позволяют проводить съемку дифракционных картин и обработку результатов в режиме ЭВМ [89-91]. Это обеспечивает достаточно быстрое получение сведений о текстуре сложных поликристаллических объектов.

Графически текстуру удобно представлять в виде полюсных фигур (ПФ). Полюсные фигуры могут быть прямыми и обратными.

Прямая ПФ представляет собой гномостерографическую проекцию [92,93] совокупности кристаллографических плоскостей $\{hkl\}$ для всех кристаллов образца (стереографическую проекцию нормалей N_{hkl} к этим плоскостям). ПФ показывает вероятность, с которой нормаль к кристаллографической плоскости совпадает с различными направлениями в образце. ПФ дает наглядное представление об ориентировках кристаллов в исследуемом поликристалле.

В соответствии с методом построения ПФ организован и рентгеновский эксперимент. Оси образца совмещают с взаимно перпендикулярными диаметрами сферы проекций. Для листовых поликристаллов такими осями выбирают направление прокатки (НП), поперечное направление (ПН) и нормальное к плоскости листа направление (НН).

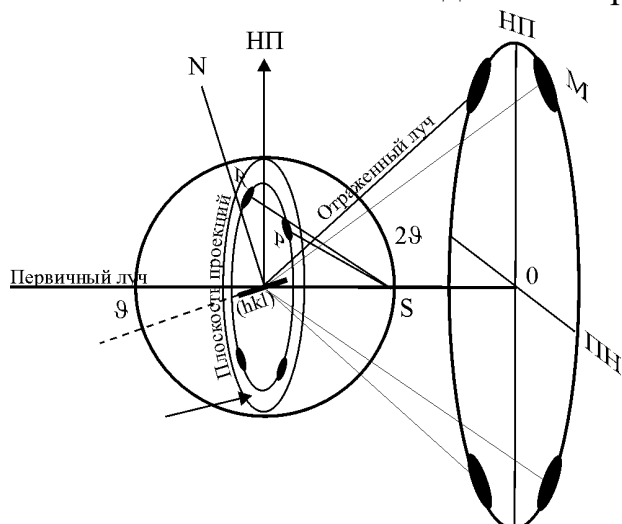


Рис. 1.1. Схема получения текстурных максимумов на гномостереографической проекции текстурованного поликристалла

отражающем положении, согласно закону Вульфа-Брэгга [93] $2d \sin \vartheta = n\lambda$. Угол скольжения равен θ . Дифрагированный луч составляет угол 2ϑ с первичным пучком и попадает на экран в точке М. Нормаль N к плоскости $\{hkl\}$ пересекает сферу проекций в точке R. По законам построения стереографической проекции помещаем точку зрения в S и проектируем точку R на экваториальную плоскость сферы проекций. Получаем точку P, которая является стереографической проекцией соответствующей точки на кольце Дебая.

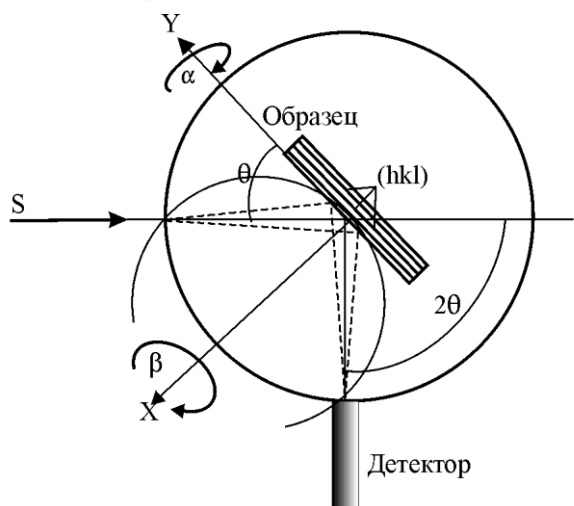


Рис. 1.2. Съёмка кривой полюсной плотности на дифрактометре типа ДРОН

дает окружность. Окружность проецируется на стереографическую проекцию в виде окружности, которая отстоит от края круга проекций на угол ϑ .

На рисунке 1.1 показана плоскость $\{hkl\}$, которая в образце находится в

Образец, а вместе с ним и плоскость $\{hkl\}$, вращаем вокруг первичного пучка (Рис.1.2).

Угол вращения вокруг первичного пучка обычно обозначается символом β . Получаем конус отражений с углом раствора 4ϑ . Пересечение конуса с экраном дает кольцо Дебая. Конусу отражений соответствует конус нормалей с углом $2(90^\circ - \vartheta)$. Этот конус при пересечении со сферой проекций

В случае беспорядочного распределения в образце плоскостей $\{hkl\}$ (отсутствие текстуры) интенсивность дифрагированных лучей по всей окружности будет одинаковой. При наличии текстуры интенсивность вдоль кольца Дебая не будет равномерной. Появятся текстурные максимумы, которые соответствуют повышенной вероятности распределения плоскостей под некоторыми углами к осям образца. Соответствующие текстурные максимумы появятся и на кольце полюсной фигуры. Отражённые рентгеновские лучи регистрируем при помощи счетчика квантов. Счетчик устанавливаем под углом 2θ к первичному пучку. Регистрация вдоль кольца Дебая осуществляется вращением образца вокруг нормали к его плоскости. Исследование всей сферы проекций проводим последовательными наклонами образца к оси гониометра. Этот угол наклона обозначается символом α .

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

Для ГЦК металлов оптимальными плоскостями для съемки текстурных кривых являются плоскости (111), (200), (220) и (311),
 для ОЦК металлов это плоскости (110), (200), (211) и (222),
 для гексагональных металлов - (0002), $(10\bar{1}0)$ и $(11\bar{2}0)$.

Существует два метода съемки текстурogramм: а) «на просвет» (для тонких образцов) и в) «на отражение» (для массивных образцов) [76].

При исследовании текстуры методом «на отражение» плоскую поверхность образца располагают под углом θ к первичному рентгеновскому лучу S (рис.1.3).

Счетчик устанавливают под углом 2ϑ . При переходе к другой плоскости $\{hkl\}$ или при смене излучения значения углов ϑ и 2ϑ соответственно меняются.

Оси X и AA_1 проходят через центр гониометра. Ось X соответствует нормали к плоскости образца. Ось AA_1 -горизонтальная ось, параллельная плоскости гониометра. В этой плоскости лежат первичный S и отраженный лучи.

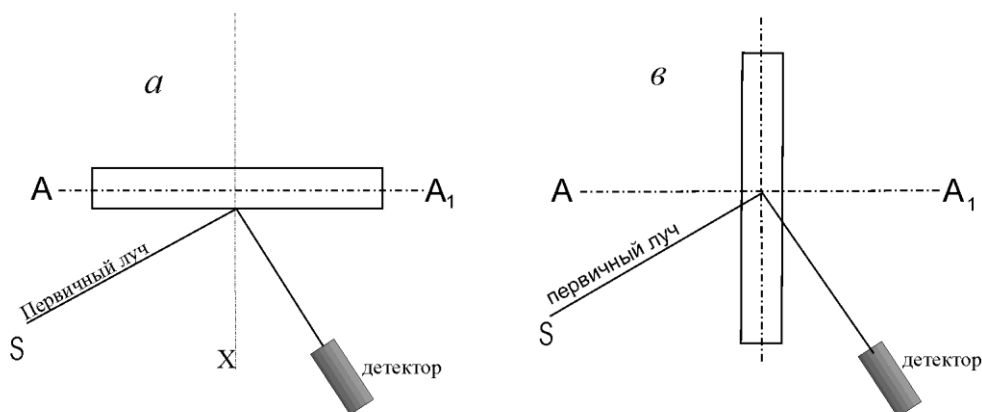


Рис.1.3. Схематическое расположение образца по отношению к первичному лучу при съемке текстурной кривой а - “на отражение” в - “на прохождение”.

Вращаем образец по углу β вокруг первичного пучка на полный оборот. Затем наклоняем образец к оси гониометра на угол α_1 и повторяем вращение по углу β . Далее наклоняем образец на угол α_2 и и т.д. Определяем значения интенсивности I_{hkl} для всех углов. В результате получаем набор кривых распределения интенсивности отраженных лучей по углу β для различных α . Съемку можно организовать и в непрерывном режиме наклона образца к оси гониометра. Кривую распределения интенсивности часто называют непосредственно полюсной фигурой. Метод «на отражение» позволяет охватить ПФ по углу α от 0 до $\sim 70^\circ$.

Для получения распределения выхода нормалей к отражающей плоскости в «периферийной» части ПФ применяют метод «на просвет».

Положение счетчика по отношению к рентгеновскому лучу при съемке одной текстурной кривой не изменяется. Положение образца для съемок «на отражение» и «на просвет» различное (рис.1.3).

Получение текстурной кривой в методе «на отражение» обеспечивается последовательными наклонами образца на угол α к оси гониометра AA_1 , а в методе

«на просвет» - вращением вокруг вертикали, параллельной поверхности образца АА₁.

Полная прямая ПФ охватывает распределение выхода нормалей к плоскости $\{hkl\}$ по углу α от 0 до 90°. Для ее построения совмещают два метода съемки: «на отражение» и «на просвет». Для этого результаты съемок «на отражение» и «на просвет» «сшивают» по методу [94-96].

1.2. Учет фактора дефокусировки при съемке прямых полюсных фигур.

В процессе съемки прямой полюсной фигуры при последовательных наклонах образца к оси гониометра на угол α рентгеновское пятно на образце меняет свою площадь и форму. Это явление называется дефокусировкой. Количественное исследование текстур требует проведения измерений интенсивности отраженных рентгеновских лучей на одном и том же образце. Однако для определения полюсной плотности приходится обычно привлекать данные по бестекстурному образцу, иначе говоря, проводить нормировку полюсных фигур относительно бестекстурного эталона.

Для учета дефокусировки используют порошковый образец (без текстуры). Получаем кривые зависимости интенсивности $I(\alpha)$. Определяем коэффициент дефокусировки для различных углов α (рис. 1.4):

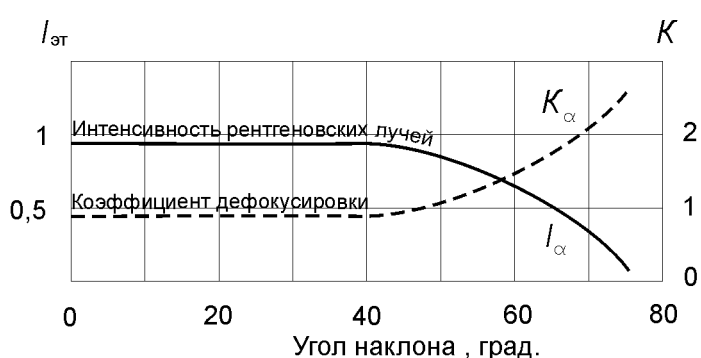


Рис. 1.4. Кривые зависимости коэффициента дефокусировки и значения интенсивности отраженных рентгеновских лучей с увеличением угла наклона образца к оси гониометра

соответствующих линий также одинаковы. Добиться такого практически невозможно для большинства технических материалов. Поэтому метод нормировки

$$k_\alpha = \frac{I_0}{I_\alpha} \quad (1.1)$$

Тогда исправленное значение интенсивности

$$I'_{HKL} = I_{HKL} \cdot k_\alpha \quad (1.2)$$

Такой подход возможен, если плотность образца и эталона одинаковы, если фазовый состав их одинаков и, если профили

ПФ по бестекстурному образцу целесообразно применять в случаях, когда нас интересует общий вид текстуры и нет необходимости строить количественные текстурные функции для более глубокого изучения текстуры и ее вклада в анизотропию свойств.

Явление дефокусировки обусловлено тем, что условие фокусировки на таких приборах выполняется строго только для точки касания плоского образца с фокусирующей окружностью Зеемана-Болина [97]. Пятно рентгеновского луча на образце меняет свою форму и значительная часть пучка рентгеновских лучей выходит из фокусирующего состояния и не попадает в окно счетчика квантов. Таким образом, нарушается условие того, что интенсивность отраженных рентгеновских лучей пропорциональна количеству кристаллов, ориентированных таким образом, что нормаль к отражающей плоскости находится на сфере проекций в точке, соответствующей сферическим углам (α_i, β_i) .

Эффект дефокусировки можно уменьшить применением широких щелей детектора и узких – излучателя. Такой подход неприемлем для двухфазных сплавов, для которых угловое расстояние между основными линиями фаз может быть настолько мало, что для их разделения требуется использование узких щелей.

Сегмюллер предложил безэталонный метод учета дефокусировки [98]. Этот метод предусматривает экспериментальное определение профиля дебаевской линии от плоскости (hkl) , находящейся в отражающем положении. Если известна $I_{(hkl)}(\alpha, \varphi)$ при $\alpha = 0$, где φ - текущая координата по ширине линии, то профиль линии при $\alpha \neq 0$ рассчитывается по формуле:

$$I(\alpha) = \frac{1}{\omega} \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} d\theta \int_{-\frac{\omega}{2}}^{\frac{\omega}{2}} I_0[\varphi - Z\psi(\theta, \alpha)], \quad (1.3)$$

где φ - угловое расстояние в радианах от угла Вульфа-Брэгга θ , ω - высота рентгеновского пятна на образце, $\psi(\theta, \alpha) = \frac{b}{R} \cos \theta$, R - радиус гониометра,

b - ширина щели счетчика.

В [99] метод Сегмюллера был усовершенствован следующим образом.

Запишем очевидную формулу Сегмюллера в несколько ином виде. Для этого совершим переходы:

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

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

$$\frac{1}{\omega} \int_0^{\omega} dZ \int_{-\frac{\Delta\theta}{2}}^{\frac{\Delta\theta}{2}} I_0(x) dx$$

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

$$I(\alpha) = I_1(\alpha) + I_2(\alpha), \tag{1.4}$$

где

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

Коэффициент дефокусировки находится по формуле:

$$K(\alpha) = \frac{I(\alpha)}{I(0^0)}. \tag{1.5}$$

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

$$P_{(hkl)}(\alpha_i, \beta_i) = \frac{I(\alpha_i, \beta_i) - I_\phi(\alpha_i)}{K(\alpha_i) \int_0^{2\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} \frac{1}{K(\alpha)} [I(\alpha, \beta) - I_\phi(\alpha)] \sin \alpha d\alpha d\beta}, \tag{1.6}$$

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

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

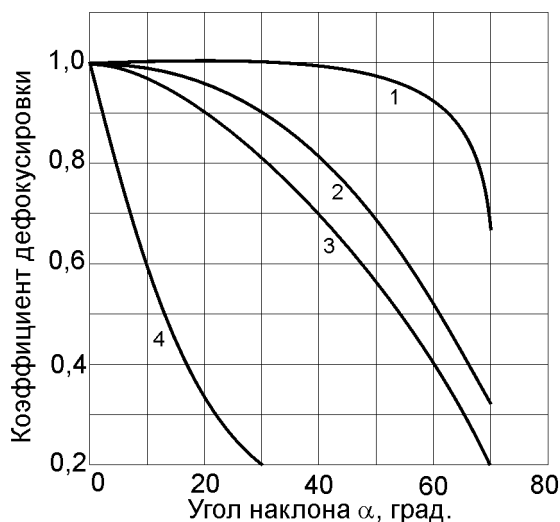


Рис.1.5. Изменение коэффициента дефокусировки для линии $(10\bar{1}2)$ с углом наклона к оси гониометра плоского образца титана ВТ1-0 при ширине щелей детектора: 1-4; 2-1; 3-0,5; 4-0,25 мм.

Следует отметить, что ширина щели детектора существенно влияет не только на разрешение близлежащих дебаевских линий, но и на величину $K(\alpha)$. Поэтому выбор щелей оптимальной ширины для каждого конкретного материала представляется самостоятельной задачей. Это особенно важно для

многофазных сплавов или для сплавов с метастабильными фазами. Например, для $(\alpha + \beta)$ титановых сплавов для линии $(10\bar{1}2)$ зависимость коэффициента дефокусировки $K(\alpha)$ от угла наклона плоского образца к оси гониометра представлена на рисунке 1.5 [99].

Из рисунка видно, что для ширины щели детектора $b=4$ мм (кривая 1) функция $K(\alpha)$ с точностью до постоянных равна единице при углах наклона α до 40° , а при дальнейшем увеличении угла α до 70° плавно уменьшается до 0,675.

Для $b=1$ мм (кривая 2) и $b=0,5$ мм (кривая 3) уже начиная с 10° значения $K(\alpha)$ меньше единицы. С увеличением α для $b=0,5$ мм $K(\alpha)$ уменьшается более резко, чем при $b=1$ мм. $K(\alpha)=0,55$ при $\alpha=50^\circ$ для $b=0,5$ мм и $K(\alpha)=0,32$ при $b=1$ мм., $\alpha=70^\circ$

Для щели шириной $b=0,25$ мм $K(\alpha)$ уменьшается резко с самых начальных значений углов наклона образца к оси гониометра. Начиная же с $\alpha=30^\circ$, эта функция становится равной 0,2. Дальнейшее увеличение угла наклона α изменяет интенсивность отражения в небольших пределах.

Приведенный пример демонстрирует способ выбора оптимального режима для съемки ПФ, который должен обеспечить, с одной стороны, достаточное разрешение дифракционной линии одной фазы (в данном случае α -фазы титана) от соседней линии (в данном случае линии (002) β) другой фазы, и величину интенсивности,

достаточной для получения достоверной полюсной плотности. Из приведенного примера следует, что применение щелей детектора шириной $b=0,25$ мм для съемки кривых полюсной плотности нецелесообразно, так как интенсивность отраженных рентгеновских лучей при углах наклона образца к оси гониометра на величину более 30^0 падает в пять раз. Применение же щелей $b=1$ и $0,5$ мм также сопровождается падением интенсивности отраженных рентгеновских лучей и кроме того требует значительного уменьшения скорости вращения образца вокруг нормали к его плоскости, что существенно увеличивает время съемки кривой полюсной плотности. Оптимальным является применение щелей шириной порядка 4 мм.

1.3. Определение анизотропии упругих свойств листовых поликристаллов.

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

Измерения динамического модуля Юнга основаны на следующих принципах.

Зависимость модуля Юнга от частоты собственных изгибных колебаний прямоугольного образца имеет вид [100]:

$$E = \frac{48\pi^2}{m^4} \cdot \rho \frac{\ell^4}{d^2} \nu^2, \quad (1.7)$$

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

Частоту определяли на установке [101], принцип которой состоит в следующем (рис.1.6):

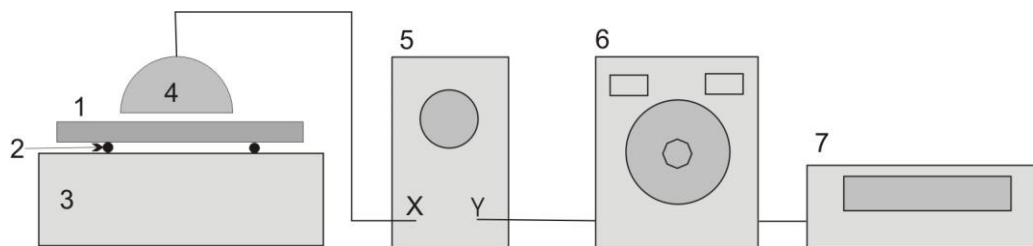


Рис.1.6 . Схема установки для измерения модуля Юнга.

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

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

Относительная погрешность измерений модуля Юнга оценивалась по формуле:

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

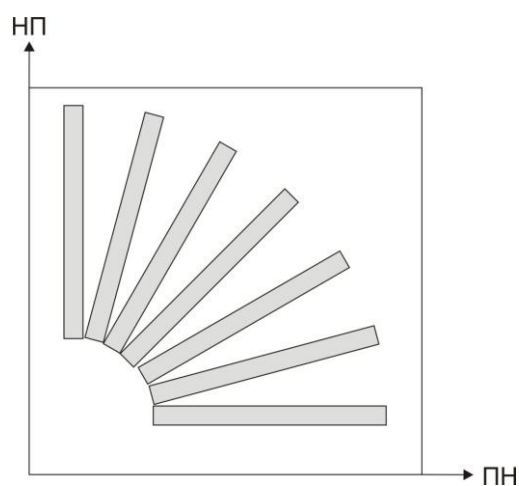


Рис.1.7. Схема вырезки образцов для измерения анизотропии модуля Юнга листа.

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

Для определения анизотропии свойств в плоскости листа вырезали образцы под различными углами к внешним координатам образца (НП). На рисунке 1.7 приведена схема вырезки образцов для измерения анизотропии модуля Юнга.

Измерения статического модуля Юнга основаны на трехточечном изгибе плоских прямоугольных образцов [102]. Для реализации этой методики было создано простое устройство, обеспечивающее высокую точность экспериментальных данных за счет использования высокоточных грузов для задания нагрузок и применения микрометрических приборов для измерения деформаций (рис.1.8).

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

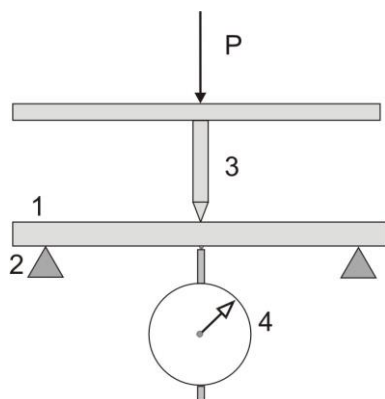


Рис.1.8. Схема установки для измерения модуля Юнга статическим нагружением.

Максимальные напряжения в наружных слоях пластины рассчитываются по формуле [103]: $\sigma = P\ell/4W$, где P -нагрузка, соответствующая массе гири, ℓ -расстояние между неподвижными опорами, W -момент сопротивления относительно горизонтальной оси образца. Отсюда, для прямоугольного образца шириной b и толщиной d , получим: $\sigma = 3P\ell/2bd$, для цилиндрического образца диаметром D : $\sigma = 8P\ell/\pi D^3$. Деформацию наружных слоев образца рассчитывают по формуле: $\varepsilon = 6df/\ell^2$, где f - величина стрелы прогиба посередине образца. Для цилиндрического образца: $\varepsilon = 6rf/\ell^2$.

Используя приведенные формулы, легко получить выражения для расчета по экспериментальным данным статического модуля Юнга. Для призматического образца получим: $E = P\ell^3/4fbd^3$, для цилиндрического образца: $E = 4P\ell^3/3\pi D^4$.

Микротвердость образцов определяли по стандартной методике на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТом 9450-76. Расчет проводили по формуле: $H = kP/d^2$, где P – нагрузка, d – длина диагонали отпечатка, k – коэффициент, равный для квадратной пирамиды 1,8544. Значения микротвердости для каждого образца получали усреднением результатов измерений двух диагоналей для 40 произвольных отпечатков, полученных вдавливанием алмазной пирамиды при нагрузке 1,962Н. При таком способе результаты измерений микротвердости близки к данным измерений твердости по Виккерсу [104].

2. Текстура и анизотропия свойств листов гексагональных металлов и сплавов.

Текстура зависит от множества факторов. Фактически она содержит в себе информацию обо всех этапах обработки металлов и отражает такие процессы, как фазовые превращения, особенности механизмов пластической деформации, развития и изменения дефектной структуры и пр. Поэтому оптимальная обработка данных текстурного эксперимента имеет важное значение не только с точки зрения оценки и прогнозирования анизотропии свойств, но и с точки зрения понимания физических процессов, протекающих в поликристаллических телах под влиянием различного рода внешних воздействий: механических, тепловых, радиационных, химических и пр. Информативность текстуры, прежде всего, определяется способами ее представления (описания), а способы описания текстуры определяются методами ее исследования.

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

2.1. Представление текстур при помощи идеальных ориентировок.

Суть метода идеальных ориентировок [76] сводится к тому, что непрерывное распределение кристаллов по ориентациям в поликристалле моделируется одним или несколькими монокристаллами с определенной ориентацией к внешним координатам поликристалла. Этот метод был предложен Конобеевским, Курдюмовым, Заксом [105-107] и развивался на протяжении ряда лет [76-83]. Применительно к осевым и плоским текстурам он был развит и достиг высокого совершенства благодаря высокоэффективной рентгенодифрактометрической

аппаратуре. Стало возможным описывать текстуру большим набором идеальных ориентировок, заменяя, таким образом, непрерывное распределение кристаллов по ориентациям дискретным набором монокристаллов различной ориентации. Результат является тем достовернее, чем больше определено идеальных ориентировок. При этом возможно выделить главные ориентировки и второстепенные, которые с высокой степенью достоверности могут быть отнесены к рассеянию основных ориентировок.

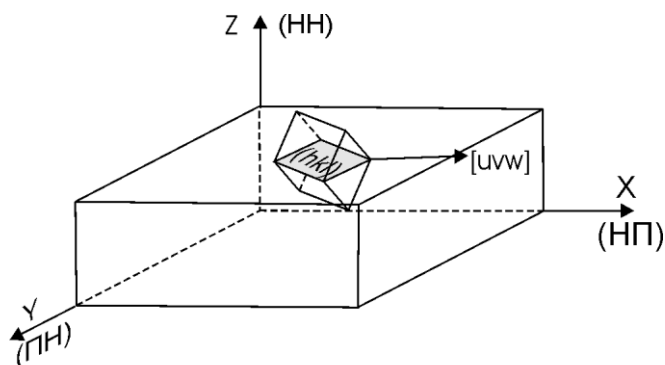


Рис.2.1. Представление плоской текстуры при помощи идеальной ориентировки $(hkl)[uvw]$

плоскостью (hkl) , лежащей в плоскости прокатки (HP)-(PH) и кристаллографическим направлением $[uvw]$, совпадающим с HP (рис.2.1)

Метод идеальных ориентировок оказался удобным в решении задач текстурообразования в процессе пластической деформации и рекристаллизации, в анализе кристаллографического механизма образования и развития текстур, а также при установлении связи характеристик текстуры с анизотропией физико-механических свойств поликристаллов.

Для оценки текстур используют также данные по экспериментальной анизотропии физических свойств поликристаллов высоких симметрий. Это относится к кинетическим свойствам, упругим, магнитным. Кинетические свойства, такие как электропроводность, теплопроводность, коэффициент теплового расширения описываются тензорами второго ранга и являются изотропными для поликристаллов с кубической симметрией отдельных элементов. Поэтому анизотропия таких свойств не используется для оценки текстур кубических металлов, но удобна для гексагональных металлов. Симметрия упругих свойств,

Для плоских текстур, например листовых поликристаллов, в качестве внешних координат поликристалла принимают: направление прокатки (HP), поперечное направление (PH) и нормальное к листу направление (HN). Тогда идеальная ориентировка задается кристаллографической

например, модуля Юнга, отвечает тензорному описанию четвертой размерности и поэтому успешно применяется для определения характеристик текстуры кубических металлов.

2.2. Представление плоских текстур при помощи функций распределения кристаллов по ориентациям.

Впервые понятие функции распределения кристаллов по ориентациям (ФРО) была введено Виглиным [108]. Он показал, что ФРО может быть представлена в виде ряда по обобщенным сферическим функциям Вигнера. Идея Виглина была использована Бунге [109] и Рое [110], которые независимо друг от друга разработали практические методы восстановления ФРО из экспериментальных ПФ. Эти методы уже достаточно много лет используются исследователями для изучения формирования плоских текстур ГЦК и ОЦК металлов [111-115], текстурных превращений при фазовых превращениях [116-120], разработки теории текстурообразования [121-125].

ФРО поликристаллов по методу Бунге представлена в пространстве углов Эйлера.

Вводится две ортогональные системы координат. Одна из них с осями НН, НП и

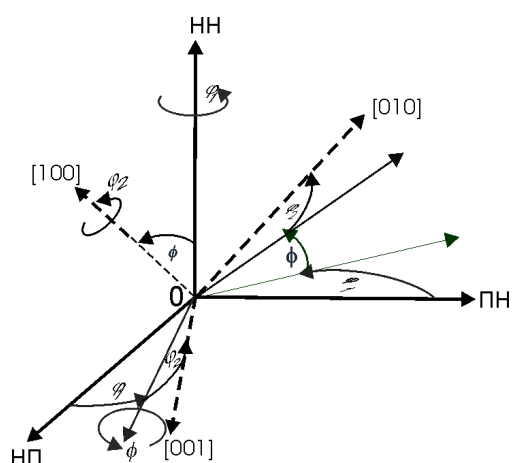


Рис. 2.2. Задание ориентации кристалла углами Эйлера $\varphi_1, \varphi, \varphi_2$

ПН жестко связана с образцом; другая – система координат кристалла. Для кубического кристалла это направления граней куба: [001], [100] и [010] (рис. 2.2). Систему координат кристалла мы считаем неподвижной, а систему координат образца – подвижной. Можно и наоборот. В принципе, это не имеет значения.

Совмещение систем координат осуществляется вначале поворотом системы образца на угол φ_1 вокруг оси НН. При этом оси НП и ПН окажутся в новых положениях, обозначенных на рисунке тонкими сплошными линиями.

Затем, в новом положении систему координат образца поворачиваем вокруг оси НП на угол ϕ . Оси НН и ПН теперь займут новые положения, обозначенные на рисунке штрихпунктирными линиями. Теперь опять вращаем систему координат образца вокруг нового положения НН на угол φ_2 до совмещения осей НП и ПН с соответствующими осями кристалла. Системы координат образца и кристалла совпали, а углы $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ количественно показывают ориентацию кристалла относительно системы координат образца по выбранному порядку поворотов.

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

На практике (гораздо реже) пользуются также системой углов Эйлера по Роэ. Они обозначаются набором символов (ϕ, ψ, ϑ) и связаны с углами $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ соотношениями:

$$\phi = \varphi_1 - \frac{\pi}{2}; \quad \psi = \varphi_2 + \frac{\pi}{2}; \quad \vartheta = \phi.$$

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

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg, \quad (2.1)$$

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

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

$$\int_V f(g)dg = 1 \quad (2.2)$$

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

$$P_{\bar{h}}(\alpha, \beta) = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) d\gamma \quad (2.3)$$

Здесь $P(\alpha, \beta)$ -полюсная плотность в точке со сферическими координатами: азимутальным углом α и меридианным углом $-\beta$. Эти углы одновременно являются углом наклона образца к оси гониометра (α) и углом поворота образца около

нормали к его плоскости (β). Вектор \vec{h} идентифицирует ПФ. Он обозначает нормаль к той плоскости, которой соответствует данная ПФ. Если это ПФ для плоскости (111), то \vec{h} совпадает с направлением в кристалле [111]. Если ПФ получена для плоскости (001), \vec{h} соответствует направлению [001] и т.д.

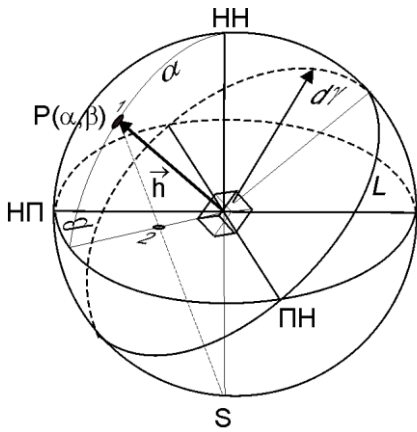


Рис.2.3. Связь распределения полюсной плотности $P(\alpha, \beta)$ и функции распределения ориентаций

На рисунке 2.3 $P(\alpha, \beta)$ - точка 1 выхода нормали \vec{h} на сфере проекций. Ей соответствует точка 2 на экваториальной плоскости (ПФ), которая является проекцией точки $P(\alpha, \beta)$ на эту плоскость из точки S. Угол γ , по которому проводится интегрирование, опирается на дугу окружности L. Окружность лежит в плоскости, перпендикулярной нормали \vec{h} , и в этой же плоскости лежит кристаллографическая плоскость (hkl) .

Уравнение (2.3) является полностью прозрачным. Это классическое уравнение теории вероятностей, которым пользуются при свертывании функций распределения по n переменным к функциям по $(n-1)$ переменным [126]. Теперь главной задачей является решение интегрального уравнения (2.3). Это уравнение относится к классу уравнений Фредгольма 1-го рода [127] и найти его решение в аналитическом виде представляется малоперспективной задачей. В теоретической физике подобные уравнения решают в численном виде путем представления обеих частей уравнения в виде рядов разложения по стандартным функциям, которые выбирают исходя из симметрии задачи. Бунге и Рое [109,110] левую часть уравнения, т.е. весовую функцию $P_{\vec{h}}(\alpha, \beta)$, разлагали в ряд по сферическим гармоникам $K_{\ell}^{\nu}(\alpha, \beta)$, а $f(g_i)$ - по обобщенным сферическим гармоникам $T_{\ell}^{\mu\nu}(g)$. Индекс ℓ означают степень гармоник, а μ и ν - их порядок. Далее задача сводится к расчету сферических гармоник и обобщенных сферических гармоник. Сферические гармоника находят через нормированные присоединенные полиномы Лежандра, которые в свою очередь рассчитываются представлением их в виде рядов Фурье. Присоединенные сферические гармоника находят через полиномы Якоби, которые

также рассчитывают путем представления их в виде рядов Фурье. В результате получают коэффициенты разложения ФРО $C_\ell^{\mu\nu}$ по обобщенным сферическим гармоникам $T_\ell^{\mu\nu}(g)$. Фактически они содержат всю информацию о ФРО и главной задачей метода Бунге-Роэ является нахождение их значений по известным коэффициентам разложения полюсной плотности по сферическим гармоникам. Естественно, что ряд обрывают на некотором члене с $\ell=L$ и получают некоторое приближение действительной ФРО.

Примененная Бунге-Роэ алгебраизация исходного уравнения (2.3) с разложением в ряды обеих частей его позволяет найти значения ФРО в различных точках пространства углов Эйлера, но оценить близость этих значений к реальным аналитически не представляется возможным. Следует подчеркнуть, что при расчетах ФРО известных текстур возможно появление областей повышенной ориентационной плотности ФРО, которые соответствуют идеальным ориентировкам, отсутствующим на экспериментальных полюсных фигурах. Это явление получило название «призраков» [128-132]. Например, в текстуре прокатки и рекристаллизации алюминия высокой чистоты наблюдали на ФРО двойники главных компонент (001)[100], которых нет, да и не может быть на экспериментальных ПФ ввиду высокой энергии дефектов упаковки.

Главной причиной феномена «призраков» является игнорирование некорректности решения исходного уравнения (2.3), которое является типичным для обратных задач рассеяния. Под такими задачами понимают задачи, связанные с обращением причинно-следственной связи, т.е. задачи отыскания неизвестных причин известных следствий.

При решении задач такого типа традиционными методами математической физики сколь угодно малые изменения исходных данных (погрешности эксперимента при определении значений полюсной плотности) приводят к непредсказуемым изменениям в решении ФРО. Это может быть причиной не только появления «призраков», но искажения значений ФРО в целом.

Из большинства работ, а также, исходя из общих соображений следует, что для устранения недостатков метода Бунге-Роэ требуется дополнительная

экспериментальная информация. Это выражается в том, что необходимо использовать большое количество экспериментальных полюсных фигур, что практически невозможно.

Усилиями многих авторов удалось несколько повысить надежность результатов восстановления ФРО методами Бунге и Рое [133-144]. И хотя метод Бунге-Рое уже нашел свое применение в математическом обеспечении рентгеновских дифрактометров фирмы Philips, он носит в большей степени демонстрационный характер.

2.3. Вероятностный метод восстановления функции распределения ориентаций кристаллов из ограниченного набора прямых полюсных фигур.

В настоящее время наиболее эффективным методом восстановления ФРО из прямых ПФ является метод, разработанный на кафедре физики Южноукраинского национального государственного педагогического университета им. К.Д.Ушинского [145-149], который авторы назвали вероятностным из-за того, что для расчета значения ФРО в конкретной точке используется обычное правило перемножения абсолютной и условной вероятностей. Суть метода сводится к следующему.

Число рассеивающих кристаллов в обычном поликристалле составляет величину

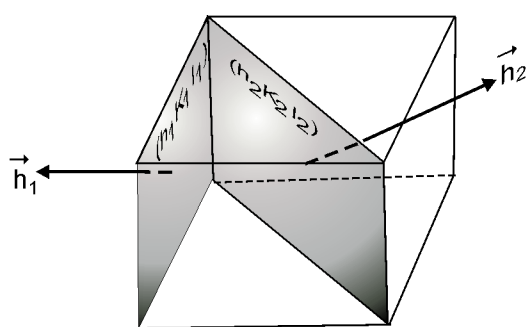


Рис. 2.4. Задание ориентации кристалла при помощи нормалей h_1 и h_2 к двум непараллельным плоскостям

порядка 10^5-10^6 . Поэтому термин «объемная доля» кристаллов применительно к ФРО и ПФ правомерно заменить на «плотность распределения вероятности» существования в поликристалле кристаллов с ориентацией в заданном интервале.

Ориентация кристалла в поликристалле полностью задается ориентациями двух нормалей \vec{h}_1 и \vec{h}_2 к непараллельным его плоскостям (рис.2.4). Тогда уравнение (2.3) в таком представлении будет иметь вид:

$$P(\vec{h}_1) = \frac{1}{2\pi} \int f(\vec{h}_1, \vec{h}_2) d\gamma, \quad (2.4)$$

где $P(\vec{h}_1)$ полюсная плотность нормали \vec{h}_1 к кристаллографической плоскости $(h_1 k_1 l_1)$, \vec{h}_2 - нормаль к другой плоскости кристалла $(h_2 k_2 l_2)$, которая образует с первой некоторый угол α , а $f(\vec{h}_1, \vec{h}_2)$ - ФРО.

Решение уравнения (2.4) в явном виде имеет вид:

$$f(\vec{h}_1, \vec{h}_2) = P(\vec{h}_1) P(\vec{h}_2 | \vec{h}_1), \quad (2.5)$$

где $P(\vec{h}_1)$ - абсолютная плотность вероятности распределения нормали \vec{h}_1 , а $P(\vec{h}_2 | \vec{h}_1)$ - условная плотность распределения вероятности ориентации вектора \vec{h}_2 в некотором положении при условии, что \vec{h}_1 фиксирован. Подставив (2.5) в (2.4) легко убедиться, что последнее обращается в тождество.

Геометрически уравнение (2.5) означает, что значение $P(\vec{h}_1)$ в направлении \vec{h}_1 равно интегралу по окружности ФРО при фиксированном \vec{h}_1 .

Нормали удобнее всего выбирать таким образом, чтобы $\alpha = 90^\circ$. Но это не принципиально.

Тогда связь между ФРО $f(\vec{h}_1, \vec{h}_2)$ и полюсной плотностью $P(\vec{h}_1)$ графически можно представить в виде рисунка 2.5.

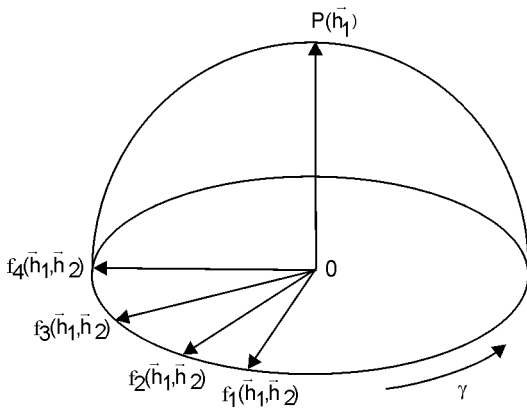


Рис.2.5. Связь полюсной плотности $P(h)$ и ФРО, согласно уравнению (2.5)

Значения ФРО в различных точках пространства (\vec{h}_1, \vec{h}_2) могут быть найдены непосредственно из ПФ (рис.2.6).

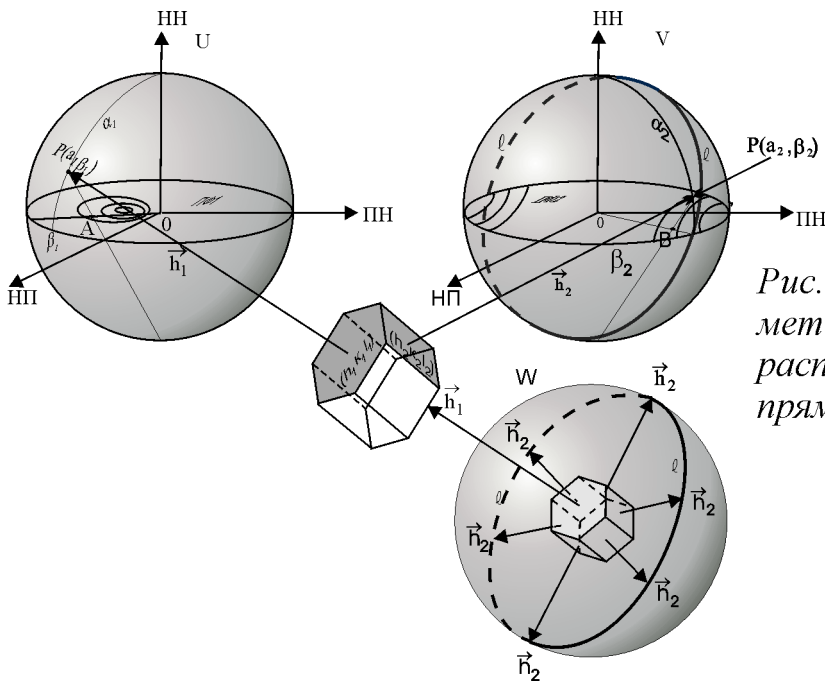


Рис. 2.6. К описанию вероятностного метода восстановления функции распределения ориентаций из прямых полюсных фигур.

Здесь U и V-сферы проекций для нормалей \vec{h}_1 и \vec{h}_2 , соответственно. Плоскости кристалла заданы в трехиндексной системе Миллера. $P(\alpha_1, \beta_1)$ и $P(\alpha_2, \beta_2)$ -точки выхода нормалей \vec{h}_1 и \vec{h}_2 на сферах проекций. Точки A и B – соответствующие им точки на ПФ1 и ПФ2. Сферические углы α и β задают положение выхода нормалей на сферах проекций. При вращении кристалла вокруг нормали \vec{h}_1 , другая нормаль \vec{h}_2 к плоскости $(h_2 k_2 l_2)$ опишет окружность, которая на сфере проекций V обозначена ℓ .

Интенсивность отраженных рентгеновских лучей в каждой точке ПФ пропорциональна количеству кристаллов в образце с ориентацией нормали к соответствующей кристаллографической плоскости, задаваемой углами α и β , т.е. плотность вероятности существования кристаллов с такой ориентацией нормали будет равна полюсной плотности в соответствующей точке ПФ с условием нормировки ее в уровнях средней полюсной плотности, т.е. по всем изучаемым кристаллам.

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

$$f(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\frac{\pi}{2}} P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) d\Omega_1 \int_{\ell} P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2) d\ell_2} \quad (2.6)$$

Вероятность обнаружения кристаллов в элементарном угловом объеме равна:

$$f(g) dg = P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) d\Omega_1 \cdot P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2) d\ell_2, \quad (2.7)$$

где dg - дифференциальный объем в пространстве g , $d\Omega_1$ - элемент площади в пространстве углов (α_1, β_1) , $d\ell_2$ - элемент дуги в пространстве углов (α_2, β_2) .

Формула (2.7) дает решение для ФРО в четырехмерном пространстве углов $(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2)$. В этом пространстве можно проводить расчеты анизотропии свойств, находить ориентировки, решать многие другие задачи текстурного анализа. Однако представить графически текстуру в четырехмерном пространстве невозможно. Для наглядности ФРО лучше всего представлять в трехмерном пространстве углов Эйлера (рис. 2.2). Для перехода от пространства сферических углов $(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2)$ к пространству углов Эйлера необходимо рассчитать якобиан перехода (\mathfrak{J}).

Переменные $(\alpha_1, \beta_1, \alpha_2, \beta_2)$ не являются независимыми, так как между нормальными \vec{h}_1 и \vec{h}_2 существует жесткая связь, которая выражается очевидным уравнением:

$$\vec{h}_1 \vec{h}_2 = \text{const} = a \quad (2.8)$$

для произвольной ориентации кристалла.

Декартовы координаты выхода нормали \vec{h} на сфере проекций единичного радиуса выражаются через сферические координаты следующими соотношениями:

$$(\vec{c})_x = \sin \alpha \cdot \cos \beta; (\vec{c})_y = \sin \alpha \cdot \sin \beta; (\vec{c})_z = \cos \alpha. \quad (2.9)$$

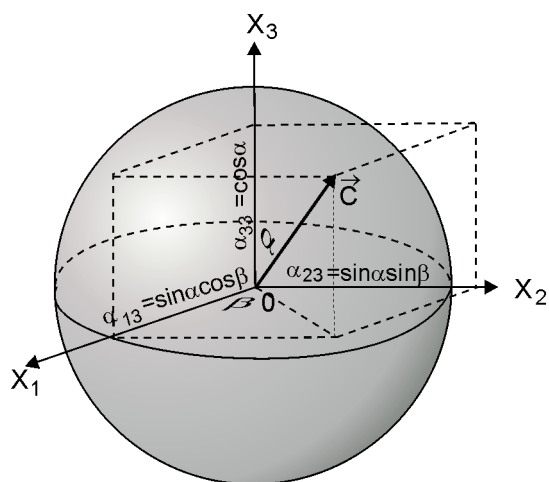


Рис. 2.7. Связь направляющих косинусов α_{i3} гексагональной оси \vec{c} со сферическими координатами (α, β)

На рисунке 2.7 проиллюстрирована связь направляющих косинусов со сферическими координатами выхода нормали на единичной сферической поверхности. Выражения (2.9) записываем для векторов \vec{h}_1 и \vec{h}_2 , подставляем в (2.8), находим, что

$$\cos(\beta_1 - \beta_2) = \frac{a - \cos \alpha_1 \cdot \cos \alpha_2}{\sin \alpha_1 \cdot \sin \alpha_2} \quad (2.10)$$

$$\beta_2 = \pm \arccos\left(\frac{a - \cos \alpha_1 \cdot \cos \alpha_2}{\sin \alpha_1 \cdot \sin \alpha_2}\right) + \beta_1 + 2\pi k \quad (2.11)$$

где k - целое число.

Используя (2.11), можно избавиться от четвертой координаты. Перейти к выражению ФРО в координатах углов Эйлера можно учтя сферическую связь между координатами в системах образца и кристалла (рис.2.8).

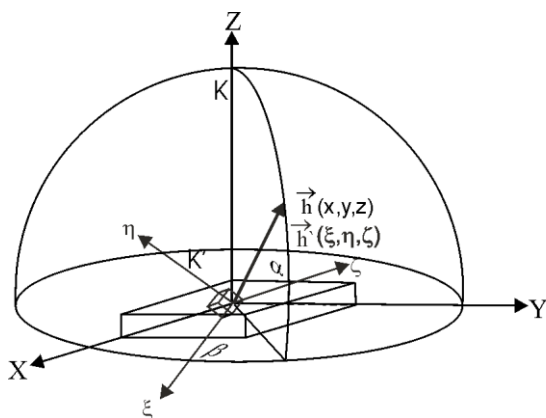


Рис. 2.8. Связь между координатами в системах образца и кристалла

Пусть x, y, z - координаты выхода вектора \vec{h} на сфере проекций в декартовой системе координат образца (K), а ξ, η, ζ - координаты того же вектора, но в системе координат кристалла (K') (рис.2.8). Системы координат K и K' совмещаем при помощи левых вращений на углы Эйлера по системе Бунге. Используя матрицы преобразований для вращений на углы Эйлера вокруг каждой из осей, Бунге получил матрицу D в явном виде [150]. Значения функции распределения ориентаций кристаллов в каждой точке пространства углов Эйлера могут быть рассчитаны непосредственно по формуле:

$$f(g) = \frac{P_{\vec{h}_1}(\alpha_1, \beta_1) \cdot P_{\vec{h}_2}(\alpha_2, \beta_2)}{\mathfrak{J}} \sqrt{\left(\frac{\partial \beta_2}{\partial \alpha_2}\right)^2 \cos^2 \alpha_2 + 1} \quad (2.12)$$

где \mathfrak{J} - якобиан перехода для различных пар плоскостей с нормальными \vec{h}_1 и \vec{h}_2

Формула (2.12) может быть применима для кубических поликристаллов непосредственно. Для гексагональных поликристаллов требуется для описания кристаллографических плоскостей пользоваться не четырехзначной системой индексов Бравэ, а трехзначной индексацией Миллера. В последнем случае используется обычная система координат и нужно только рассчитать необходимые углы для направлений нормалей к соответствующим плоскостям. Далее расчеты проводятся обычным способом.

В поликристаллических телах наличие текстуры проявляется в закономерном изменении физических и механических свойств по разным направлениям. Характер анизотропии такого поликристалла будет, очевидно, отображать закономерности анизотропии некоторой кристаллографической плоскости, которая располагается преимущественно к внешней системе координат. Иначе, эта плоскость отвечает анизотропии некоторой плоскости квазимонокристалла, которым в приближении идеальных ориентировок мы заменяем статистическое распределение зерен по ориентациям. Это обстоятельство указывает на необходимость изучения характера анизотропии свойств различных плоскостей кубических и гексагональных монокристаллов.

2.4. Представление гексагональных текстур при помощи интегральных характеристик.

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

Анизотропия свойств наиболее резко проявляется в листовых поликристаллах [76, 151]. Известно, что листовые поликристаллы, подвергнутые прямой или поперечной прокаткам, обладают орторомбической симметрией. Оси координат орторомбического квазимонокристалла выбирают совпадающими с НН, НП и ПН. Тогда, по аналогии с анизотропией монокристалла, анизотропия свойств четвертой тензорной размерности, например, для модуля Юнга, запишется в виде [152]:

$$\frac{1}{E(\varphi)} = s_{1111}^T \cos^4 \varphi + s_{2222}^T \sin^4 \varphi + \left(s_{1212}^T + \frac{1}{2} s_{1122}^T \right) \sin^2 2\varphi, \quad (2.13)$$

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

$$\rho(\varphi) = \rho_1^T + (\rho_3^T - \rho_1^T) \cos^2 \varphi. \quad (2.14)$$

Если мы располагаем функцией распределения кристаллов по ориентациям $f(g)$, которую определили каким либо способом, то относительная доля кристаллов, ориентация которых лежит в пределах элементарного объема в пространстве углов Эйлера (dg) , может быть найдена по известным правилам теории вероятностей [153]:

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg.$$

Пользуясь правилами теории вероятностей [153,154] по усреднению функций, можно записать очевидное выражение, устанавливающее связь между свойствами

орторомбического квазимонокристалла и свойствами составляющего поликристалл элементов:

$$s_{ijkl}^T = \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} s'_{ijkl}(\varphi_1, \phi, \varphi_2) f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \sin \phi d\varphi_1 d\varphi_2, \quad (2.15)$$

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

Переход от системы координат кристалла к системе координат образца осуществляется по известному закону [46,151]

$$s'_{ijkl} = \alpha_{ij} \alpha_{ik} \alpha_{kl} \alpha_{jl} s_{ijkl}, \quad (2.16)$$

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

Теперь выражение (2.15) примет вид:

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

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

После преобразований получим:

$$s'_{ijkl} = s_{12} \delta_{ij} \delta_{kl} + \frac{s_{44}}{4} (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) + \left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2} s_{44} \right) \sum_{ijkl}. \quad (2.18)$$

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

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

относительно координат образца.

Для квазимонокристалла орторомбической симметрии, состоящим из гексагональных монокристаллов, константы тензора податливости можно записать в виде [154,155]:

$$s_{ijkl}^T = \langle s_{12} \delta_{ij} \delta_{kl} + \frac{1}{2}(s_{11} - s_{12})(\delta_{ik} \delta_{il} + \delta_{il} \delta_{jk}) + (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44})T_{ijkl} + (s_{13} - s_{12})(T_{ij} \delta_{kl} + T_{kl} \delta_{ij}) + \left(s_{12} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44} \right) \left[\frac{1}{2}(T_{ik} \delta_{jl} + T_{jl} \delta_{ik}) + \frac{1}{2}(T_{il} \delta_{jk} + T_{jk} \delta_{il}) \right] \rangle, \quad (2.19)$$

$$\text{где } T_{ij} = \alpha_{i3} \alpha_{j3}; \quad T_{ijkl} = \alpha_{i3} \alpha_{j3} \alpha_{k3} \alpha_{l3} \quad (2.20)$$

Далее воспользуемся формулой (2.13). Для модуля Юнга текстурированного листа материала с гексагональной структурой получим:

$$E(\varphi) = \left[s_{11} + 2 \left(s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44} \right) \psi_2^T(\varphi) + (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}) \psi_4^T(\varphi) \right]^{-1}, \quad (2.21)$$

$$\text{где } \psi_2^T(\varphi) = I_1^{(h)} \cos^4 \varphi + I_2^{(h)} \sin^4 \varphi + \frac{1}{4}(I_1^{(h)} + I_2^{(h)}) \sin^2 2\varphi, \quad (2.22)$$

$$\psi_4^T = I_6^{(h)} \cos^4 \varphi + I_4^{(h)} \sin^4 \varphi + 1,5 I_5^{(h)} \sin^2 2\varphi \quad (2.23)$$

Индекс (h) определяет принадлежность ИХТ к гексагональной симметрии, $I_1^{(h)} = \langle \alpha_{13}^2 \rangle, I_2^{(h)} = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3^{(h)} = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4^{(h)} = \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5^{(h)} = \langle \alpha_{23}^4 \rangle, I_6^{(h)} = \langle \alpha_{13}^2 \alpha_{23}^2 \rangle$ (2.24)

Функции $\psi_2^T(\varphi)$ и $\psi_4^T(\varphi)$ не зависят от свойств конкретного кристалла. Они определяют только текстуру листов и вместе с монокристалльными характеристиками входят в выражения для анизотропии свойств, поддающихся тензорному описанию. Эти функции описывают распределение некоторых текстурных характеристик в зависимости от направления в плоскости листов или в направлениях, образующих некоторые углы с плоскостью листа. Они фактически описывают анизотропию орторомбических листовых поликристаллов с гексагональной структурой кристаллов. Эти функции целесообразно назвать функциями анизотропии текстурированных листов подобно функции анизотропии монокристалла [149,154].

Для модуля сдвига гексагонально-орторомбических поликристаллов получаем аналогично;

$$G(\varphi) = \left[\frac{1}{2} S_{44} + s_{11} - s_{12} + \left(s_{11} - 2s_{33} - 4s_{13} - \frac{3}{2}s_{44} + s_{12} \right) \psi_2^T(\varphi) + 2(s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44}) \psi_4^T \right]^{-1} \quad (2.25)$$

Для свойств второй тензорной размерности, относительно которых гексагональные кристаллы анизотропны, константы тензора, например, удельного электросопротивления листов гексагональных металлов, будут иметь вид:

$$\left. \begin{aligned} \rho_1^T &= \rho_1 + (\rho_3 - \rho_1) \langle \alpha_{13}^2 \rangle \\ \rho_3^T &= \rho_1 + (\rho_3 - \rho_1) \langle \alpha_{23}^2 \rangle \end{aligned} \right\} \quad (2.26)$$

Анизотропия удельного электросопротивления листов гексагональных металлов выразится:

$$\rho^T(\varphi) = \rho_1 + (\rho_3 - \rho_1) I_2^{(h)} + (\rho_3 - \rho_1) (I_1^{(h)} - I_2^{(h)}) \cos^2 \varphi \quad (2.27)$$

Итак, ИХТ содержат вполне достаточную информацию об анизотропии свойств листовых поликристаллов. Следует отметить, что для листов гексагональных металлов число независимых ИХТ не шесть, а пять, так как

$$I_3^{(h)} = 1 - (I_1^{(h)} + I_2^{(h)}) \quad (2.28)$$

В практике текстурного анализа для описания текстур металлов гексагональной симметрии часто пользуются представлением текстуры в виде угла α наклона гексагональной призмы к плоскости листа. Угол наклона может быть легко найден через ИХТ:

$$\sin^2 \alpha = |I_2^{(h)} - I_1^{(h)}| \quad (2.29)$$

Тогда значение модуля Юнга в НН можно найти по формуле:

$$(E_{\bar{h}\bar{h}})^{-1} = s_{11} \sin^4 \alpha + s_{33} \cos^4 \alpha + (2s_{13} + s_{44}) \sin^2 \alpha \cdot \cos^2 \alpha \quad (2.30)$$

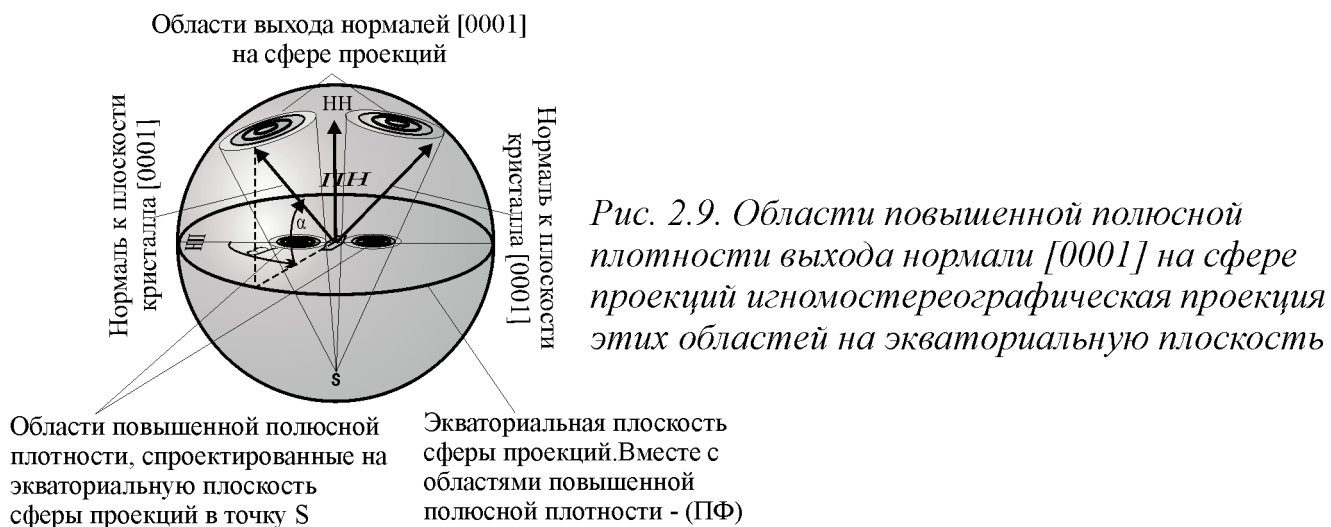
$$(E_{\bar{h}\bar{h}})^{-1} = s_{11} + \left(s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44} \right) I_3^{(h)} + \quad (2.31)$$

$$(s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44}) (1 - 2I_1^{(h)} - 2I_2^{(h)} + I_4^{(h)} + I_5^{(h)} + 2I_6^{(h)})$$

2.5. Расчет ИХТ листов гексагональных металлов из ПФ от плоскости базиса (0001).

Изотропной плоскостью в гексагональном кристалле является плоскость базиса

(0001), однако на рентгенограммах она проявляется для многих металлов и сплавов слабо. Поэтому для анализа текстур обычно пользуются линией (0002). Это достаточно сильная линия и не перекрывается соседними линиями. Однако рассуждения будем проводить для ПФ (0001) [146-148].



Очевидно, что вклад в общие свойства поликристалла в каком-либо фиксированном направлении кристаллов определяется ориентацией нормали к изотропной плоскости, отнесенной к системе координат образца. Для гексагонального кристалла это ось c . Вращение кристаллов вокруг этой оси на анизотропию свойств не влияет. Полюсная плотность ПФ {0002}, как функция от углов α и β , один из которых соответствует азимутальному углу, а другой меридианному на сфере проекций, фактически дает плотность вероятности существования в поликристалле кристаллов с такой ориентацией. Это проиллюстрировано на рисунке 2.9, где показаны области повышенной полюсной плотности выхода нормали [0001] на сфере проекций и гномостереографической проекции этих областей на экваториальную плоскость.

Этого вполне достаточно для расчета ИХТ. Требуется провести лишь интегрирование соответствующих произведений по углам α и β :

$$\langle \alpha_{i3}^n \rangle = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} P_{(0002)}(\alpha, \beta) \alpha_{i3}^n(\alpha, \beta) \sin \alpha \cdot d\alpha \cdot d\beta, \quad (2.32)$$

где $P_{(0002)}(\alpha, \beta)$ - полюсная плотность в соответствующих точках ПФ {0002}.

Направляющие косинусы гексагональной оси с $\alpha_{i3}(\alpha, \beta)$ выражаются через сферические координаты в виде (2.9).

Подставим эти значения в (2.24), затем результат подставим в (2.32):

$$I_1^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.33)$$

$$I_2^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.34)$$

$$I_3^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin \alpha \cdot \cos^2 \alpha \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.35)$$

$$I_4^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \cos^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.36)$$

$$I_5^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.37)$$

$$I_6^{(h)} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \quad (2.38)$$

Полюсная плотность в конкретной точке ПФ находится по кривым полюсной плотности, нормированными по бестекстурному эталону (порошковому образцу). Однако бестекстурный эталон той же плотности, что и массивный образец изготовить достаточно сложно. Поэтому на ПФ наносят значения полюсной плотности, отнесенные к среднему уровню полюсной плотности с учетом дефокусировки. В этом случае удобно программировать на ПК формулы расчета ИХТ (2.33)-(2.38) в виде [155,156]:

$$I_1^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.39)$$

$$I_2^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^3 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.40)$$

$$I_3^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin \alpha \cdot \cos^2 \alpha \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.41)$$

$$I_4^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{S}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \cos^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.42)$$

$$I_5^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{Z}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^4 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.43)$$

$$I_6^{(h)} = \frac{1}{4\pi\mathfrak{Z}} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \sin^5 \alpha \cdot \sin^2 \beta \cdot \cos^2 \beta \cdot P_{(0002)}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta, \quad (2.44)$$

где

$$\mathfrak{Z} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} P_{(0002)}(\alpha, \beta) \sin \alpha \cdot d\alpha d\beta. \quad (2.45)$$

обеспечивает нормировку в уровнях средней полюсной плотности.

2.6. Фурье-анализ упругой анизотропии листов гексагональных металлов и их монокристалльные характеристики.

Анизотропия текстурованных поликристаллических тел отражает анизотропию составляющих тело элементов (монокристаллов) в соответствии с их ориентационным распределением. Для оценки возможного характера анизотропии поликристаллов основных гексагональных металлов в данном разделе мы рассмотрели анизотропию свойств четвертой тензорной размерности (упругих свойств) в различных кристаллографических плоскостях монокристаллов в зависимости от их угла наклона к плоскости базиса (0001).

Из [46,151] следует, что гексагональные монокристаллы анизотропны в отношении большинства физических и, тем более, механических свойств. Степень анизотропии для каждого конкретного кристалла определяется монокристалльными характеристиками жесткости. Причем анизотропия будет различной по характеру и по величине для различных кристаллографических плоскостей, положение которых можно задать углом наклона этой плоскости к изотропной плоскости базиса гексагонального кристалла. В [157] получены выражения для описания анизотропии свойств четвертой тензорной размерности в произвольной кристаллографической плоскости для кристаллов гексагональной симметрии в виде рядов Фурье:

$$E^{-1} = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi, \quad (2.51)$$

$$G^{-1} = B_0 + B_2 \cos 2\varphi + B_4 \cos 4\varphi, \quad (2.52)$$

$$A_0 = s_{11} - \frac{1}{2}a \sin^2 \alpha + \frac{3}{8}b \sin^4 \alpha, \quad (2.48)$$

$$A_2 = \frac{1}{2}a \sin^2 \alpha - \frac{1}{2}b \sin^4 \alpha, \quad (2.49)$$

$$A_4 = \frac{1}{8}b \sin^4 \alpha \quad (2.50)$$

$$B_0 = s_{11} + c + (2b - c) \sin^2 \alpha - b \sin^4 \alpha,$$

$$B_2 = -(2b - c) \sin^2 \alpha - b \sin^4 \alpha, \quad (2.51)$$

$$B_4 = \frac{1}{4}b \sin^4 \alpha,$$

$$a = 2s_{11} - s_{44} - 2s_{13}, b = s_{11} + s_{33} - s_{44} - 2s_{13}, c = s_{11} + s_{12} - \frac{1}{2}s_{44},$$

s_{ij} - компоненты тензора податливости, E, G - модули Юнга и сдвига, угол φ отсчитывается от направления $[10\bar{1}0]$.

По формуле (2.46) рассчитали зависимость модуля Юнга от угла наклона призмы к плоскости кристалла (0001) в направлении $(10\bar{1}0)$ для монокристаллов титана, циркония, цинка и магния, которые характеризуются разными значениями межосевого соотношения c/a . Значения монокристалльных характеристик жесткости использовали из [167], которые пересчитали на константы податливости (таблица 2.1) по формулам, полученным из формул [46] в виде:

$$s_{11} = \frac{1}{2(c_{11} - c_{12})} + \frac{S}{2}c_{33}, \quad s_{12} = \frac{S}{2}c_{33} - \frac{1}{2(c_{11} - c_{12})}, \quad s_{33} = S \cdot (c_{11} + c_{12}),$$

$$s_{13} = -S \cdot c_{13}, \quad s_{44} = \frac{1}{c_{44}}, \quad S = \frac{1}{(c_{11} + c_{12})c_{33} - 2c_{13}^2},$$

Таблица 2.1.

Константы податливости монокристаллов некоторых гексагональных металлов при комнатной температуре, $S_{ij} \times 10^{-11} \text{ м}^2/\text{Н}$

Монокристалл	S_{11}	S_{12}	S_{44}	S_{33}	S_{13}	a	b
Титан	0,9581	-0,4623	2,1413	0,6979	-0,189	0,1534	-0,106
Цирконий	1,0122	-0,4041	3,125	0,7977	-0,240	-0,618	-0,833
Цинк	0,8166	0,0461	2,61097	2,8033	-0,708	0,4394	2,426
Магний	2,2138	-0,7711	6,0241	1,9748	-0,491	-0,612	-0,851

По (2.46) рассчитали значения модуля Юнга для различных углов наклона α к плоскости базиса для гексагональных металлов с различными межосевым

соотношениями c/a . В результате получили кривые анизотропии E , которые приведены на рисунке 2.10. В совокупности эти кривые представляют собой сечение характеристической поверхности плоскостью, проходящей через ось c и направление $[10\bar{1}0]$ гексагонального кристалла.

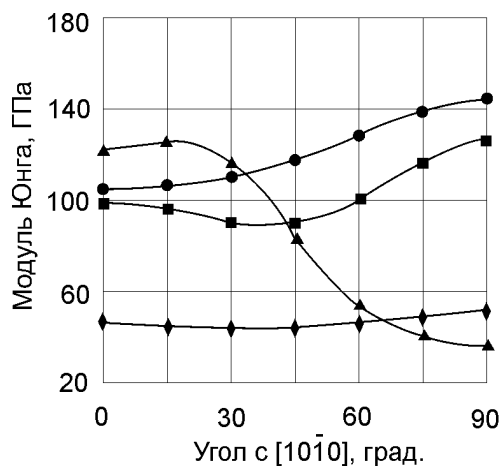


Рис. 2.10. Зависимость модуля Юнга в плоскости сечения характеристической поверхности ($OX_1 - OX_2$) гексагональных металлов: ● - титан, ■ - цирконий, ▲ - цинк, ◆ - магний

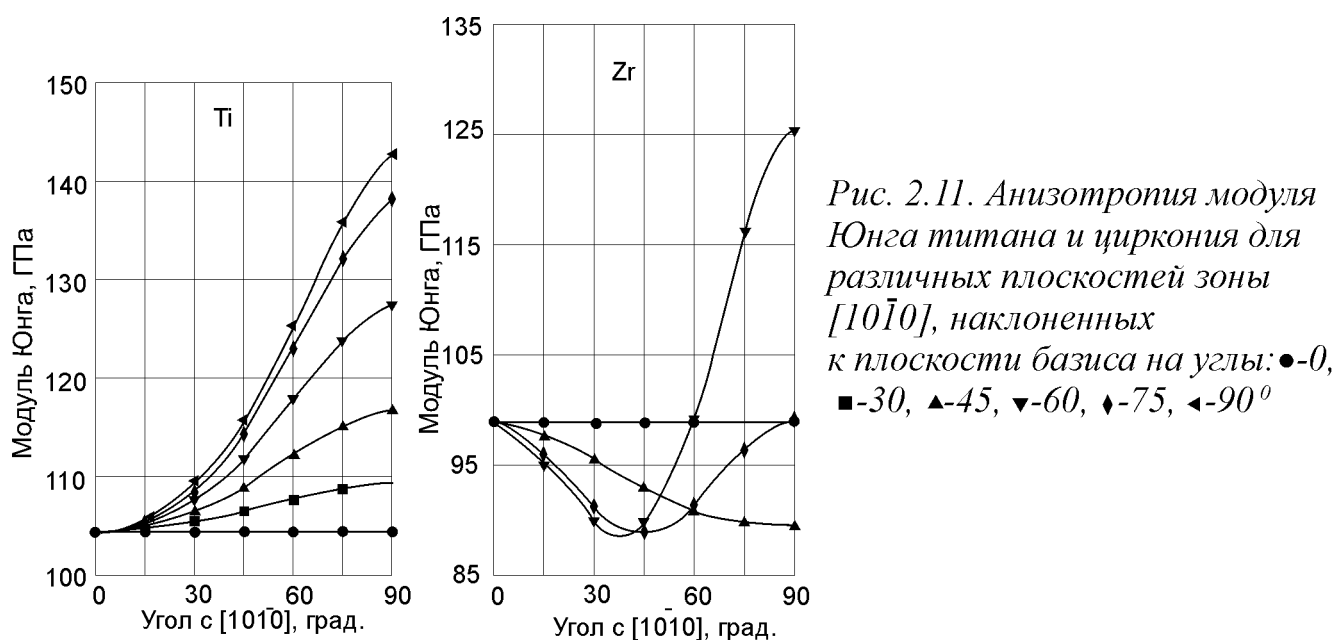
Из рисунка 2.10 видно, что характеристические поверхности гексагональных металлов имеют довольно сложную форму. Для титана сечение плоскостью, проходящей через гексагональную ось c , имеет почти эллиптическую форму. Значение модуля Юнга в направлении этой оси больше, чем в перпендикулярном ей. Подобным образом выглядит и сечение характеристической поверхности для циркония. Для него также модуль Юнга в направлении оси c больше, чем в перпендикулярном.

Однако, в области углов $30-45^\circ$, если рассматривать сечение характеристической поверхности в полярных координатах с началом в центре эллипса, наблюдается появление перетяжки. Для циркония S_{44} и S_{33} больше, чем для титана. В результате комбинация констант податливости b по модулю в восемь раз больше такой же комбинации для титана. b входит в выражение (2.50) для четвертой гармоники представления функции $1/E(\varphi)$ в виде ряда Фурье. Эта гармоника определяет симметрию свойства четвертого порядка. Поэтому, в зависимости от знака гармоники на кривых зависимости $1/E(\varphi)$ появляется либо минимум, либо максимум.

Для магния максимальное значение модуль Юнга принимает в направлении, перпендикулярном к оси c . В направлении оси c модуль Юнга меньше, а изменение его в интервале углов от максимума к минимуму проходит относительно плавно. Сечение по гексагональной оси имеет вид эллипса с большой полуосью в направлении, перпендикулярном оси c .

Цинк в сечении, проходящем через ось c , обладает ярко выраженной анизотропией модуля Юнга. Максимальное значение E для цинка принимает в направлении $(0001) \pm 20^\circ$, а минимальное в направлении c .

По формулам (2.46), (2.48)-(2.50) и данным таблицы 2.1 рассчитали анизотропию модуля Юнга в различных плоскостях зоны, ось которой лежит в плоскости базиса, для титана и циркония (рис. 2.11), цинка и магния (рис. 2.13). Углы наклона плоскостей к плоскости базиса брали от 0 до 90° через каждые 15° . Результаты представляют собой сечения характеристической поверхности плоскостью OX_1X_2 .



Для плоскости базиса ($\alpha=0^\circ$) графики анизотропии модуля Юнга всех металлов представляют собой прямые линии, параллельные оси абсцисс. В полярных координатах – это окружности радиуса, равного значениям A_0 .

Для малых углов наклона исследуемой плоскости к плоскости базиса анизотропия E титана невелика, и характер анизотропии носит относительно монотонный характер. Для плоскостей, наклоненных к базису на углы более 30° , E в интервале углов от направления $[10\bar{1}0]$ до $[0001]$ растет неравномерно, с увеличением α кривая $E = E(\varphi)$ идет круче. Коэффициент анизотропии растет, принимая значения от 0%, до 1,11; 4,66; 10,68; 18,07; 24,35 и 26,86% для углов 15, 30, 45, 60, 75 и 90° , соответственно.

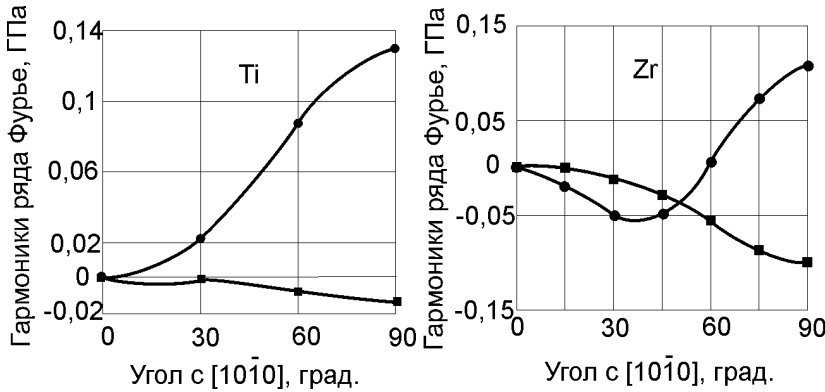


Рис. 2.12. Изменение амплитуд гармоник \bullet - A_2 и \blacksquare - A_4 ряда Фурье анизотропии модуля Юнга в кристаллографической плоскости титана и циркония с увеличением угла наклона ее к плоскости базиса

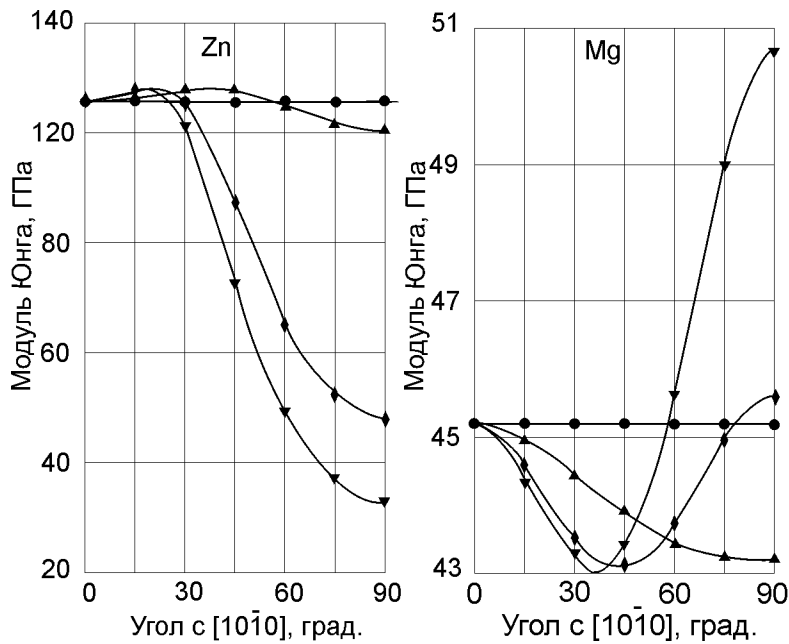


Рис. 2.13. Анизотропия модуля Юнга цинка и магния для различных плоскостей зоны $[10\bar{1}0]$, наклоненных к плоскости базиса на углы: \bullet - 0° , \blacktriangle - 30° , \blacklozenge - 60° , \blacktriangledown - 90°

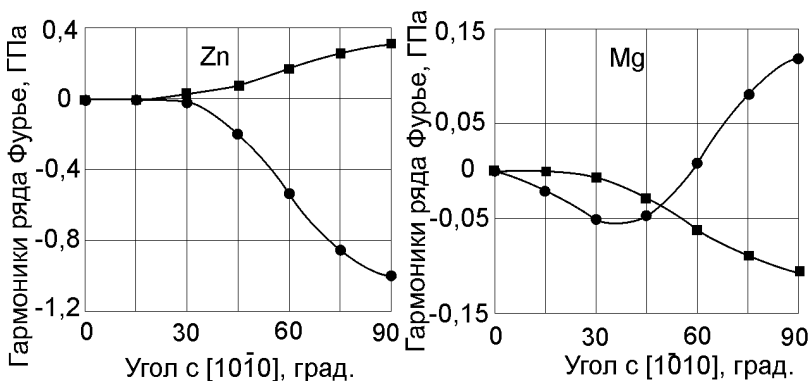


Рис. 2.14. Изменение амплитуд гармоник \bullet - A_2 и \blacksquare - A_4 ряда Фурье анизотропии модуля Юнга в кристаллографической плоскости цинка и магния с увеличением угла наклона ее к плоскости базиса

Для плоскостей монокристалла циркония, наклоненных к базису на углы 0-45°, анизотропия модуля Юнга носит также монотонный характер. Однако E в плоскости базиса меньше, чем в направлении, перпендикулярном ему. Для $\alpha=45^\circ$ E в этих направлениях одинаковые. Для углов более 45° монотонность $E = E(\varphi)$ нарушается. E в направлении, перпендикулярном плоскости базиса, быстро растет, минимум приходится на углы (0001)+35-40°. На рисунке 2.12 приведено изменение амплитуд гармоник A_2 и A_4 ряда Фурье анизотропии модуля Юнга в кристаллографической плоскости титана и циркония с увеличением угла наклона ее к плоскости базиса. Из графиков следует, что характер анизотропии модуля Юнга кристаллографических плоскостей титана определяется главным образом вкладом второй гармоники ряда Фурье $E = A_0 + \sum_2^4 E \cos n\varphi$. Симметрия анизотропии $E = E(\varphi)$ кристаллографических плоскостей циркония определяется одинаковым вкладом второй и четвертой гармоник соответствующих рядов Фурье. Коэффициент анизотропии для различных плоскостей монокристалла циркония принимает в зависимости от углов наклона к плоскости базиса значения 0; 3,72; 10,13; 9,99; 10,57; 22,78; 28,35% для углов 0, 15, 30, 45, 60, 75 и 90°, соответственно. Характер анизотропии модуля Юнга в различных плоскостях цинка противоположен характеру анизотропии циркония. С увеличением угла наклона плоскости $(hkil)$ к плоскости базиса, модуль Юнга в направлении, перпендикулярном плоскости базиса падает более чем в два раза. Амплитуда второй гармоники ряда Фурье принимает отрицательные значения и быстро растет по модулю (рис.2.14). Ее вклад в анизотропию E в два-три раза больше вклада четвертой гармоники. Анизотропия модуля Юнга растет, коэффициент которой принимает значения 0; 2,3; 4,84; 32,1; 55,9; 67,55 и 70,8% для углов наклона плоскости $(hkil)$ к плоскости базиса 0, 15, 30, 45, 60, 75 и 90°, соответственно.

Упругая анизотропия кристаллографических плоскостей магния по характеру аналогична анизотропии плоскостей монокристаллов циркония. Для углов наклона плоскости $(hkil)$ к плоскости базиса 0-45° анизотропия модуля Юнга

носит монотонный характер с уменьшением в направлении, перпендикулярном плоскости базиса. Для углов наклона более 45° анизотропия упругих свойств плоскостей магния носит немонотонный характер. Минимум E приходится на направления, образующие углы $30-45^{\circ}$ с плоскостью базиса кристалла. Анизотропия модуля Юнга растет, коэффициент анизотропии принимает значения 0; 1,68; 4,5; 4,22; 5,12; 11,94 и 140,99% для углов наклона плоскости ($hkil$) к плоскости базиса $0, 15, 30, 45, 60, 75$ и 90° , соответственно.

Из приведенных рисунков следует, что каждая плоскость гексагонального титана обладает своей, присущей ей, анизотропией модуля Юнга. Это свойство характерно и для других металлов с гексагональной структурой и определяется соотношением их констант податливости. Этот факт справедлив и для модуля сдвига, и коэффициента Пуассона (рис.2.15), иначе говоря, для всех свойств четвертой тензорной размерности.

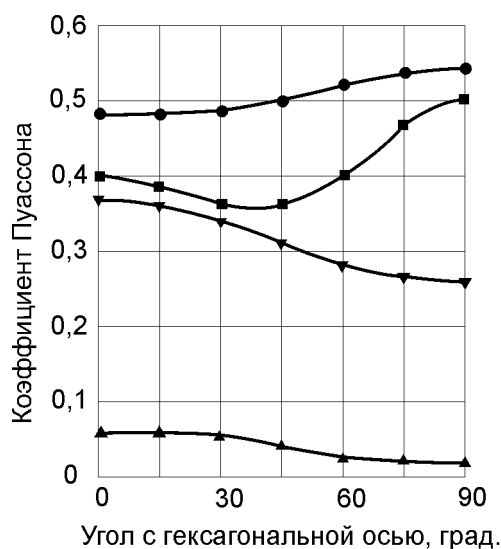


Рис.2.15. Зависимость коэффициента Пуассона в плоскости сечения характеристической поверхности ($OX_1 - OX_2$) гексагональных металлов: ●- титан, ■- цирконий, ▲- цинк, ▼ - магний

Поэтому анизотропия свойств текстурованного объекта будет повторять анизотропию свойств монокристалла, но с учетом количественного ориентационного распределения отдельных элементов поликристалла по ориентациям. Можно было и ограничиться анализом текстур по данным экспериментальной анизотропии упругих свойств текстурованного объекта, иначе говоря, при помощи гармонического анализа анизотропии упругих свойств можно найти одну или несколько ориентировок, которые ответственны за анизотропию

свойств текстурированного поликристалла. Такой подход успешно применялся для ряда задач текстурного анализа [157-165].

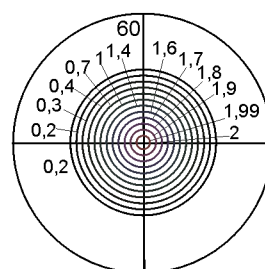
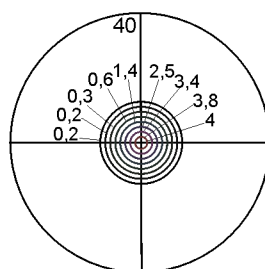
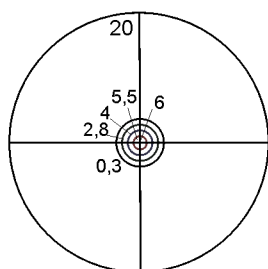
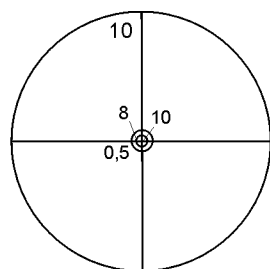
Однако для сплавов эффективность такого подхода снижается. Это обусловлено тем, что для большинства из них неизвестны монокристалльные характеристики, которые в зависимости от легирования могут существенно отличаться от таких для чистых металлов. Выращивание же монокристаллов со сложным химическим составом представляет собой экспериментальную задачу, которая с достаточной точностью далеко не всегда реализуется.

2.7. Интегральные характеристики текстур прокатки и анизотропия упругих свойств листов гексагональных металлов.

Для исследования влияния типа текстуры и величины ее рассеяния на ИХТ и статистические углы наклона призмы к плоскости прокатки построили модельные ПФ {0001} для текстур базисного центрального типа с рассеянием от 10 до 60°, а также для кольцевой текстуры, призматических текстур с отклонением базисных полюсов в НП и ПН, текстур "типа цинка" и "типа титана", их комбинаций с одинаковыми степенями рассеяния (20°). Распределение интенсивности в областях повышенной полюсной плотности задавали по закону Гаусса. Для всех текстур, а также для квазимонокристалла с ориентацией [0001]||НН и бестекстурного образца рассчитали ИХТ при помощи разработанной для этой цели программы на языке DELFY. На рисунке 2.16 приведены модельные ПФ {0001} для возможных плоских текстур гексагональных металлов. Под каждой из ПФ приведены соответствующие им ИХТ. Получили: для текстур с отклонением базисных полюсов в НП $I_2 > I_1$, а для текстур с отклонением базисных полюсов в ПН $I_2 < I_1$; подобно ведут себя I_4 и I_5 . Для текстур центрального и кольцевого типа I_1, I_2 и I_4, I_5 попарно равны. Увеличение рассеяния приводит к уменьшению этих ИХТ до некоторого предельного значения и увеличению I_3 . Для монокристалла I_1, I_2, I_4 и I_5 стремятся к нулю, I_3 стремится к единице. При переходе к бестекстурному

состоянию рассчитанные ИХТ приближаются к следующим значениям:

$$I_1 = I_2 = I_3 = 1/3; I_4 = I_5 = 1/5; I_6 = 1/15.$$

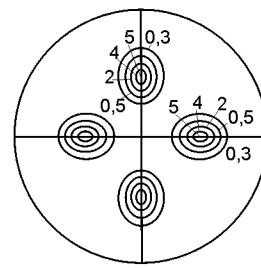
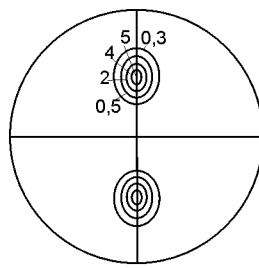
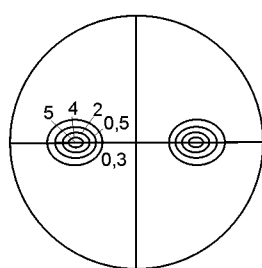
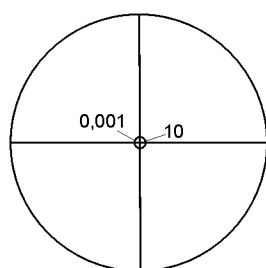


I_1	0,273
I_2	0,273
I_3	0,453
I_4	0,168
I_5	0,168
I_6	0,261

0,201
0,201
0,597
0,119
0,119
0,185

0,195
0,195
0,611
0,108
0,108
0,174

0,194
0,194
0,614
0,102
0,102
0,131

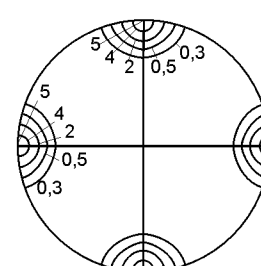
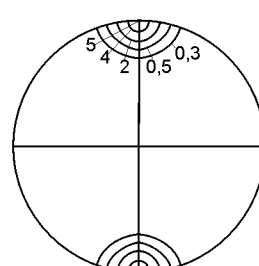
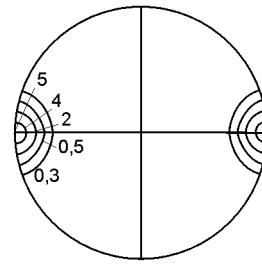
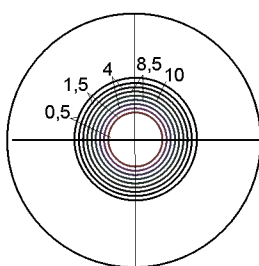


I_1	0,003
I_2	0,003
I_3	0,99
I_4	2,20E-05
I_5	2,20E-05
I_6	8983

0,228
0,422
0,349
0,14
0,259
0,22

0,422
0,228
0,349
0,259
0,14
0,22

0,325
0,325
0,35
0,1995
0,1995
0,22



I_1	0,241
I_2	0,241
I_3	0,517
I_4	0,103
I_5	0,103
I_6	0,065

0,231
0,55
0,217
0,142
0,457
0,22

0,55
0,231
0,217
0,457
0,142
0,22

0,3905
0,3905
0,219
0,2995
0,2995
0,22

Рис. 2.16. Полюсные фигуры $\{0001\}$ для различных типов текстур и величины рассеяния и их интегральные характеристики

Результаты, полученные при анализе модельных ПФ, апробировали на гексагональных металлах с разным соотношением c/a . Изучали текстуру прокатки гексагональных металлов с различным межосевым соотношением c/a и соответственно с различным типом текстур. В соответствии со значениями этих соотношений Вассерман [76] классифицирует текстуры ГПУ металлов и сплавов по трем типам: текстура «типа титана» для $c/a < 1,63$ характеризуется отклонением базисных полюсов от НН к ПН; текстура «типа цинка» для $c/a > 1,63$ характеризуется отклонением базисных полюсов от НН к НП и текстура «типа магния» для $c/a = 1,63$ характеризуется концентрацией базисных полюсов в центре ПФ.

Эксперимент организовали следующим образом: пластинки титана, циркония ($c/a < 1,63$) и цинка ($c/a > 1,63$) прокатывали при комнатной температуре до 90-95% обжатия по толщине. В качестве металла с c/a , близким к идеальному, использовали деформируемый магниевый сплав AZ31 (3%Al, 1%Zn), который получил наиболее широкое распространение среди сплавов такого типа [6,9,11,17,19]. Листы этого сплава в соответствии со стандартным режимом обработки прокатывали при температуре 320° . Кривые полюсной плотности снимали по методу Шульца [76] «на отражение» в $\text{CuK}\alpha$ излучении на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М. ПФ нормировали в уровнях средней полюсной плотности. Дефокусировку при наклоне образца к оси гониометра учитывали аналитически по методу [98].

На рисунке 2.17 приведены ПФ $\{0002\}$ для изученных металлов и сплава AZ31, а в таблице 2.2 - значения интегральных характеристик текстуры, рассчитанные по (2.44)-(2.50).

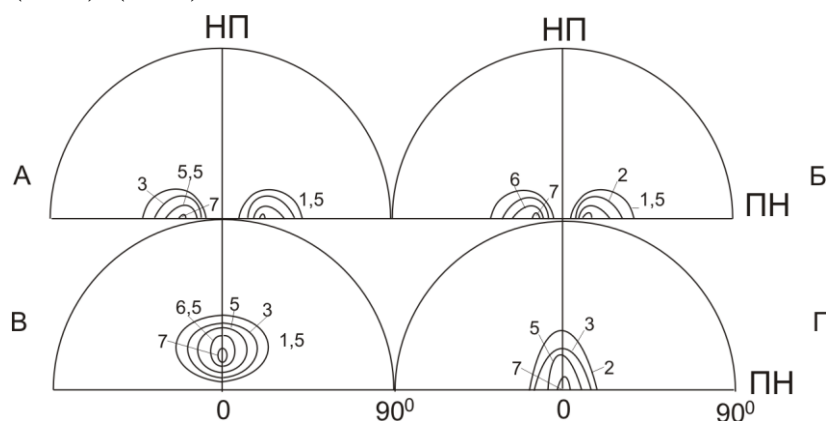


Рис. 2.17. Полюсные фигуры $\{0002\}$ для листов А-титана, Б-циркония, В-цинка, Г-сплава AZ31.

Таблица 2.2.

Значения интегральных характеристик текстуры для листов гексагональных металлов после деформации прокаткой.

ИХТ	Металл			
	Цинк	Магний (AZ31)	Цирконий	Титан
I_1	0.25	0,168	0,320	0,15
I_2	0,148	0,160	0,3424	0.35
I_3	0,602	0,633	0,337	0,5
I_4	0,144	0,455	0,095	0,34
I_5	0,023	0,386	0,041	0,043
I_6	0,018	0,091	0,22	0,043

Из таблицы 2.2 видно, что соотношения между определенными ИХТ для гексагональных металлов имеют разный характер. Так, для титана и циркония с текстурой "типа титана" $I_1 < I_2$; для цинка, наоборот, $I_1 > I_2$, а для магния $I_1 \approx I_2$. Таким образом, можно считать, что соотношения между I_1 и I_2 характеризуют тип текстуры. Кроме того, с учетом (2.29), I_1 и I_2 определяют статистический угол наклона гексагональной призмы к плоскости листа.

По величине I_3 можно судить о степени рассеяния текстуры. Действительно, в соответствии с (2.31), чем выше значение I_3 , тем меньше значение $E_{НН}$. Рост $E_{НН}$ возможен при уменьшении рассеяния полюсной плотности по азимутальному углу α , т.е. с уменьшением I_3 уменьшается рассеяние текстуры.

Из данных таблицы 2.2 замечаем также, что для титана, циркония, цинка, текстуры которых характеризуются значительным отклонением оси призмы от НН, $I_4 > I_5$. Для магния (AZ31) с базисной текстурой интегральные характеристики I_4 и

I_5 близки по значению. Таким образом, эти интегральные характеристики вместе с I_1 и I_2 отражают величину статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости листа. Соотношения I_i для экспериментальных и модельных ПФ находятся в хорошем соответствии.

I_6 для титана и цинка примерно одного порядка, для циркония I_6 принимает достаточно высокое значение по сравнению с титаном и цинком, а для магниевого сплава I_6 имеет значение, промежуточное между значениями I_6 для титана и циркония. Такое поведение I_6 можно объяснить еще и таким образом.

Титан и цирконий обладают текстурой одного типа. Однако по анизотропии упругих свойств листы титана и циркония отличаются очень существенно (рис.2.11). Максимальное значение модуль Юнга в текстурованных листах титана принимает в ПН, а минимальное – в НП. Кроме того, с увеличением угла наклона гексагональной призмы к плоскости листа титана анизотропия модуля Юнга увеличивается, но характер ее остается прежним. Для циркония при малых углах наклона призмы к плоскости листа характер анизотропии модуля Юнга носит характер противоположный характеру анизотропии модуля Юнга для титана. Максимальное значение модуль Юнга в листах циркония принимает в НП, минимальное – в ПН. При больших углах наклона призмы (более 45^0) характер анизотропии E резко меняется, максимальное значение E принимает в ПН, а минимальное - в НП+ 40^0 .

Листы цинка обладают текстурой, которая характеризуется отклонением базисных полюсов в НП. Соответственно и характер анизотропии модуля Юнга таков, что максимальное значение E соответствует НП, а минимальное – ПН (рис.2.13). Листы магния обладают текстурой базисного центрального типа. Однако листы исследованного сплава AZ31 показали текстуру базисного центрального типа, но со значительным рассеянием базисных полюсов в НП. Таким образом, текстуру листов AZ31 с определенным приближением можно отнести к текстуре типа цинка. Анизотропия модуля Юнга листов AZ31 для малых углов наклона призма к плоскости листов аналогична анизотропии E для листов цинка, а при углах наклона

более 30^0 отличается от анизотропии E листов цинка. Теперь максимальное значение E принимает в ПН, а минимальное – в НП+40 0 .

ИХТ, как было показано ранее, были введены как текстурные функции, определяющие анизотропию свойств листовых поликристаллов. Характер анизотропии листа при этом определяется двумя функциями анизотропии: $\psi_2(\varphi)$ с периодом $[0,\pi]$ и $\psi_4(\varphi)$ с периодом $[0,\pi/2]$. Величина $\psi_2(\varphi)$ определяется вкладом I_1 и I_2 (2.22), а в выражение для $\psi_4(\varphi)$ входят I_4, I_5, I_6 (2.23). В направлениях, близких к НП, вклад I_6 в функцию анизотропии $\psi_4(\varphi)$ становится определяющим ($\cos\varphi$ близок к 1). Поэтому и характер анизотропии модуля Юнга листов циркония и магния, для которых I_6 принимает максимальные значения, отличается от характера анизотропии E для титана и цинка. Характер анизотропии E листов циркония и магния определяется существенным вкладом $\psi_4(\varphi)$, т.е. четвертой гармоникой разложения E в ряд Фурье. Итак, можно считать, что $I_6^{(h)}$ определяет характер анизотропии свойств в плоскости листов гексагональных металлов.

Анализируя возможности ИХТ, по (2.29) рассчитали углы наклона α гексагональной призмы к плоскости листов, при помощи которых наиболее часто задают текстуру гексагональных металлов и сплавов. Получили следующие результаты: для титана $\alpha = 24,8$; для циркония $\alpha = 8,46$; для цинка $\alpha = 18$; для магниевых сплавов AZ31 $\alpha = 2^0$. Эти результаты хорошо коррелируют с общепринятыми значениями α для приведенных металлов, найденными непосредственно из ПФ [76]. Следует отметить, что углы α , найденные из ПФ, соответствуют областям максимальной полюсной плотности и не учитывают характера рассеяния. Углы наклона призмы к плоскости листов, рассчитанные с помощью ИХТ, учитывают распределение всех кристаллов по ориентациям и поэтому их можно назвать статистическими углами наклона.

Практической целью изучения текстур является управление анизотропией свойств материалов и поэтому очень важным является изучение информативности ИХТ для определения какого-либо свойства в заданном направлении. С этой целью по формулам (2.21)-(2.23) рассчитали анизотропию модуля Юнга текстурованных

листов титана, циркония, цинка, сплава AZ31 и полученные данные сравнили с экспериментально определенными значениями модуля Юнга этих же гексагональных металлов. Результаты теоретических и экспериментальных исследований приведены в таблице 2.3 и представлены на рисунках 2.18 - 2.21.

Таблица 2.3

Расчетные и экспериментальные анизотропии модуля Юнга прокатанных листов гексагональных металлов

Угол с НП,град	Модуль Юнга, ГПа							
	титан		цирконий		цинк		Сплав магния	
	теор	эксп.	теор	эксп.	теор	эксп.	теор	эксп.
0	104,213	104,5	102,647	98,7	135,564	133,333	45,565	45,085
15	104,401	104,7	100,233	97,8	132,234	126,930	45,007	45,085
30	105,066	105,3	97,167	95,4	125,472	126,857	44,771	45,060
45	106,446	106,2	93,7671	92,8	116,568	121,007	45,550	45,034
60	108,428	107,3	90,6582	91	107,814	110,117	45,854	45,719
75	110,292	108,25	88,8251	89,9	101,770	100,487	45,387	45,114
90	111,04	108,6	89,117	89,7	100,10	96,7576	44,7227	45,0146

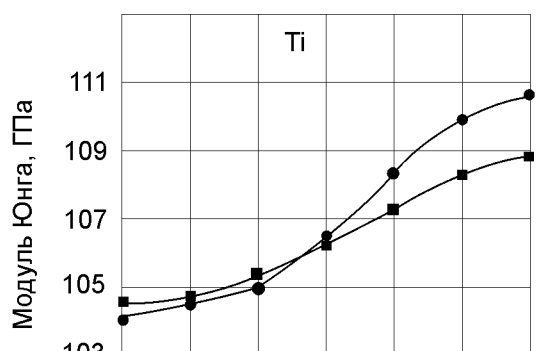


Рис. 2.18. Анизотропия модуля Юнга в плоскости холоднокатанных до $\epsilon=90\%$ листов титана:
●-теоретическая, ■- экспериментальная

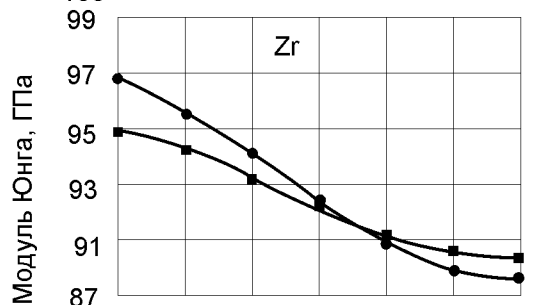


Рис. 2.19. Анизотропия модуля Юнга в плоскости холоднокатанных до $\epsilon=90\%$ листов титана:
●-теоретическая, ■- экспериментальная

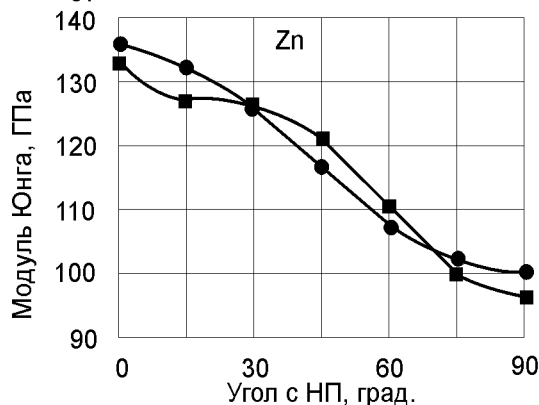


Рис. 2.20. Анизотропия модуля Юнга в плоскости холоднокатанных до $\epsilon=90\%$ листов титана:
●-теоретическая, ■- экспериментальная

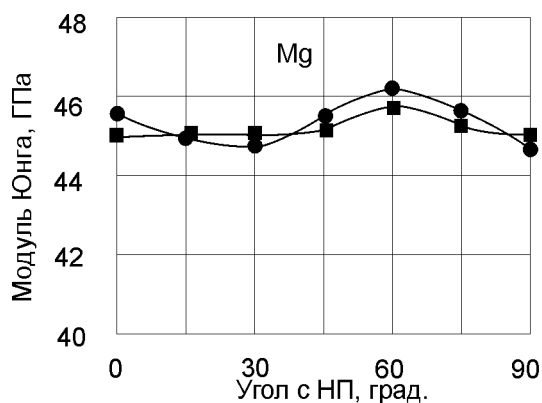


Рис. 2.21. Анизотропия модуля Юнга в плоскости холоднокатаных до $\varepsilon = 90\%$ листов титана:
 ● - теоретическая, ■ - экспериментальная

Сравнение теоретических и экспериментальных анизотропий модуля Юнга для исследованных металлов дает удовлетворительное совпадение. У титана совпадение для углов $0 - \text{НП} + 45^\circ$ гораздо лучше, чем для направлений, близких к ПН. Здесь наблюдается расхождение $\sim 2\%$. Для циркония такое же небольшое расхождение наблюдается для направлений, близких НП. Для магния и цинка экспериментальные и теоретические кривые хорошо согласуются во всех направлениях.

Учитывая удовлетворительное совпадение теоретической и экспериментальной анизотропии модуля Юнга для гексагональных металлов по формулам (2.30), (2.31) рассчитали значения модуля Юнга в нормальном к листам направлении, в котором получить опытным путем значения упругих свойств представляет сложную задачу. Получили следующие результаты: для титана $E_{\text{НН}} = 120,28$; для циркония $E_{\text{НН}} = 98,80$ ГПа; для цинка $E_{\text{НН}} = 108,7$ ГПа, для сплава AZ31 $E_{\text{НН}} = 50,6$ ГПа.

Рассчитали также анизотропию коэффициента Пуассона по известной формуле $\nu(\varphi) = -s_{12}E(\varphi)$ [46]. На рисунке (рис.2.22) представлена анизотропия коэффициента Пуассона в плоскости листов исследованных металлов.

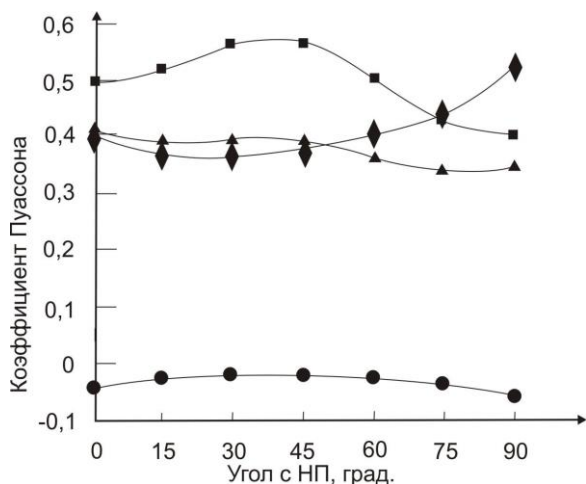


Рис.2.22. Анизотропия коэффициента Пуассона в плоскости текстурованных листов гексагональных металлов: ■ - титан, ▲ - цирконий, ● - цинк, ◆ - сплав AZ31

Как указывалось выше, метод гармонического анализа упругой анизотропии неэффективно применять для сплавов со сложным легированием, так как для них неизвестны компоненты тензоров свойств. Однако в комбинации с методом ИХТ важнейшая практическая и теоретическая задача по определению монокристалльных характеристик сплавов может быть вполне успешно решена.

Действительно,

$$A_0 = \frac{1}{\pi} \int_0^{\pi} \frac{1}{E(\varphi)} d\varphi, \quad A_2 = \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi} \frac{\cos 2\varphi}{E(\varphi)} d\varphi, \quad A_4 = \frac{2}{\pi} \int_0^{\pi} \frac{\cos 4\varphi}{E(\varphi)} d\varphi,$$

т.е. прямым интегрированием выражения (2.21) получаем формулы для амплитуд гармоник представления анизотропии модуля Юнга в виде:

$$A_0 = s_{11} + \left(s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44} \right) (I_1 + I_2) + \frac{3}{8} (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}) (I_4 + 2I_5 + I_6),$$

$$A_2 = \frac{1}{2} \left[(2s_{13} - 2s_{11} + s_{44}) (I_1 - I_2) + (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}) (I_6 - I_4) \right],$$

$$A_4 = \frac{1}{8} (s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44}) (I_4 + I_6 - 6I_5).$$

Далее, если экспериментальная анизотропии $1/E$ представлена в виде ряда Фурье, т.е. A_0, A_2, A_4 определены экспериментально, находим константы податливости монокристаллов сплава и их комбинации [168-170]:

$$s_{11} = A_0 - \frac{A_2(I_1 + I_2)}{I_1 - I_2} + 4 \frac{A_4(I_6 - I_4)(I_1 + I_2)}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} - 3 \frac{A_4(I_4 + I_6 + 2I_5)}{(I_4 + I_6 - 6I_5)}$$

$$s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44} = \frac{2A_2}{I_1 - I_2} - 8A_4 \frac{I_6 - I_4}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} \quad (2.52)$$

$$s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44} = \frac{8A_4}{(I_4 + I_6 - 6I_5)}.$$

Аналогичные данные по анизотропии модуля сдвига позволили бы записать еще три уравнения, связывающие монокристалльные характеристики с ИХТ и амплитудами гармоник B_0, B_2, B_4 , и найти все константы податливости.

В данной работе монокристалльные характеристики для титана определили следующим образом. Экспериментальную зависимость модуля Юнга от направления измерения в листах титана представили в виде ряда Фурье:

$$E^{-1}(\varphi) = (0,940 + 0,18\cos 2\varphi - 0,005\cos 4\varphi) \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2$$

По (2.52) рассчитали s_{11} и комбинации компонент податливости $s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44}$ и $s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}$. Учитывая, что для известных гексагональных металлов s_{13} по модулю в 12-13 раз меньше s_{44} , рассчитали все константы:

$$s_{11} = 0,99 \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2; \quad s_{12} = -0,495 \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2; \quad s_{33} = 0,672 \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2; \\ s_{44} = 2,31 \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2; \quad s_{13} = -0,21 \times 10^{-11} \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}^2.$$

Значения констант податливости для титана, рассчитанные из данных Фурье-анализа экспериментальной анизотропии модуля Юнга и ИХТ, полученных из данных рентгеновского текстурного анализа, несколько завышены по сравнению с табличными значениями, полученными прямыми измерениями на монокристаллах. Это связано с влиянием границ между зёрнами в поликристалле. Однако в целом, совпадение расчетных данных с табличными можно считать удовлетворительным.

В данном разделе продемонстрированы возможности различных методов описания текстур. Каждый из методов имеет свои границы применимости и может быть использован для решения задач, входящих в круг его возможностей. В диссертации мы отдали предпочтение представлению текстур при помощи ИХТ, с помощью которых можно решить ряд практических задач. Такой подход предпочтителен еще и тем, что текстура задается минимальным количеством параметров. Для гексагональных металлов и сплавов их только пять и фактически они содержат всю необходимую информацию об анизотропии свойств текстурованного объекта. Поэтому такой подход удобен для сертификации текстурованных листовых материалов. В этом случае «эффект текстуры» легко учитывать в конструкторских задачах.

2.8. Интегральные характеристики текстуры и анизотропия повреждаемости листов α -титана.

В этом разделе мы ставили задачу изучения возможностей ИХТ, как метода представления текстур, для анализа анизотропии чрезвычайно важной в механике разрушения характеристики, а именно, параметра повреждаемости. В качестве материала для исследований выбрали титан ВТ1-0.

Механика разрушения - раздел механики деформируемого твердого тела, которая изучает закономерности нарушения сплошности твердых тел. Под разрушением в механике деформируемого твердого тела понимают макроскопическое нарушение сплошности тела в результате внешнего воздействия. Разрушение обычно развивается в процессе упругой или пластической деформации твердого тела или в условиях ползучести.

Различают две формы разрушения: скрытое разрушение – зарождение и развитие микродефектов, рассеянных по объему тела, и полное разрушение – разделение тела на части. Кроме того, различают несколько видов разрушения в зависимости от того, какие из свойств тела играют определяющую роль в наблюдаемом процессе разрушения: хрупкое (без заметных пластических деформаций), вязкое, усталостное и длительное.

При хрупком разрушении деформация тела обратима вплоть до его разрушения. Образовавшиеся в результате хрупкого разрушения части тела можно сложить, восстановив таким образом исходное тело. При вязком разрушении величина упругих деформаций тела обычно пренебрежимо мала. Усталостное разрушение – финальная стадия процесса развития дефектов, сопровождающего циклическое пластическое деформирование тела. Длительное разрушение является результатом прогрессивного накопления внутренних повреждений, разупрочнения и характерно для металлов в условиях ползучести.

Исследование скрытого разрушения в настоящее время уже не является предметом механики разрушения, а осуществляется с помощью методов и теорий только что сложившейся новой науки: механики повреждаемости.

В соответствии с [171], процесс скрытого разрушения в теле сопровождается появлением и развитием рассеянного поля микродефектов (микротрещин – при упругой деформации, дислокаций – при пластической деформации, микропор – при ползучести, поверхностных микротрещин – при усталости). Это приводит к сокращению эффективной площади составляющих элементов тела, передающих внутренние усилия от одной части тела к другой его части. Следствием сокращения эффективной площади является сокращение, так называемого "упругого отклика тела", что и является мерой повреждаемости. В соответствии с таким подходом повреждаемость определяют путем измерения уменьшения сопротивляемости, жесткости, твердости, устойчивости, времени до разрушения (все приведенные способы измерения повреждаемости широко используются в современной инженерной практике).

Быстрое развитие механики повреждаемости выразилось в создании огромного количества различных феноменологических моделей континуума с внутренним распределением повреждений, не только резко контрастирующих, но и подчас противоречащих друг другу [171-177].

Континуальная механика повреждаемости, чтобы быть приложенной к анализу реальных структур, неизбежно сталкивается с проблемой изображения и описания сильно разрывного и неоднородного распределения микротрещин, возникающих в процессе накопления повреждений в материалах; с изучением поведения дислокаций в металлах, находящихся в состоянии пластического течения. Описание повреждаемости в условиях ползучести требует анализа внутренней структуры металла на уровне зерна.

В рамках математической модели повреждаемость, как правило, представляется специальной тензорной переменной - тензором повреждаемости.

Для описания трехмерного анизотропного состояния повреждаемости были предложены векторные и тензорные переменные различных рангов [178-186]. Как было показано в работе [187], повреждаемость даже сравнительно простых плоских структур может быть описана с помощью тензора повреждаемости высокого ранга, не ниже четвертого.

Анизотропное состояние повреждаемости формально может быть представлено с помощью скалярной функции от векторной переменной единичной длины. Условимся откладывать единичные векторы \vec{n} от той точки, тонкую структуру повреждаемости в окрестности которой предполагается исследовать. Конечные точки векторов \vec{n} образуют тогда единичную сферу (сферу единичных направлений). Вводя сферические координаты на указанной сфере, можно рассматривать эту функцию как функцию двух переменных α и β .

Значения этой функции являются мерой повреждаемости в данном направлении. Ясно, что определить повреждаемость можно в результате анализа ее тонкой структуры, задавшись при этом определенной единицей измерения. Возможные варианты разнообразны. Выбор определяется, конечно же, преобладающим механизмом зарождения и развития повреждаемости. Можно ввести также общие меры повреждаемости, абстрагируясь от конкретного типа микродефектов. Одной из таких мер является сокращение эффективной площади плоского элемента, нормального вектору \vec{n} .

Эффективная площадь элемента $dS^*(\vec{n})$, передающая нагрузку от одной части тела к другой, вследствие распределенных в нем микродефектов, оказывается меньше, чем площадь этого же элемента $dS(\vec{n})$ без учета его микроструктуры повреждаемости. Отношение этих площадей: $D(\vec{n}) = \frac{dS^*(\vec{n})}{dS(\vec{n})}$ определим как функцию ориентации распределения повреждаемости (заметим, что ориентационное распределение повреждаемости точнее было бы назвать ориентационной сплошностью). Подчеркнем, что принятая интерпретация значений распределения $D(\vec{n})$ лишь одна из многих возможных. Можно, например, связать значения $D(\vec{n})$ с плотностью распределения микротрещин или задать ориентационным распределением сколь угодно тонкую структуру состояния повреждаемости.

Строго говоря, величина D должна рассчитываться по результатам фрактографических исследований. Однако трудоемкость таких методов стимулировала развитие не прямых методов определения коэффициента повреждаемости по данным изменения дифференциального модуля Юнга (E_d),

удельного электросопротивления, границ текучести и др. [176,183,186]. Эти методы основаны на измерении изменений физических и механических свойств, обусловленных повреждаемостью материала. Изучение изменений дифференциального модуля Юнга дает наилучшую точность в определении величины D как отожженных, так и деформированных материалов [187].

Модуль Юнга является обратной величиной компоненты тензора податливости s_{1111} [46], которая зависит от направления измерения в текстурованных объектах. Поэтому в случае гексагональных титановых сплавов, которые обладают высокой монокристаллической анизотропией упругих свойств, следует ожидать и значительной ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости.

Листы титана в условиях поставки (вакуумный отжиг) прокатывали при комнатной температуре до 20 и 40% обжатия по толщине на стане с диаметром валков 150 мм без реверса, малыми (не больше 5%) за один проход обжатиями.

Кривые полюсной плотности снимали в $\text{CuK}\alpha$ -излучении для плоскости (0002) на дифрактометре ДРОН-3М «на отражение» по методу Шульца (раздел 1.1). По данным съемки строили прямые полюсные фигуры (ПФ) для углов наклона образца к оси гониометра $0-70^\circ$. Периферийная область ПФ для титана не заполнена, поэтому ее, как и ранее, обнуляли. Экспериментальные ПФ имеют вид, типичный для гексагональных металлов с межосевым отношением c/a меньше идеального [101]. Отличия носят только количественный характер (рис.4.19).

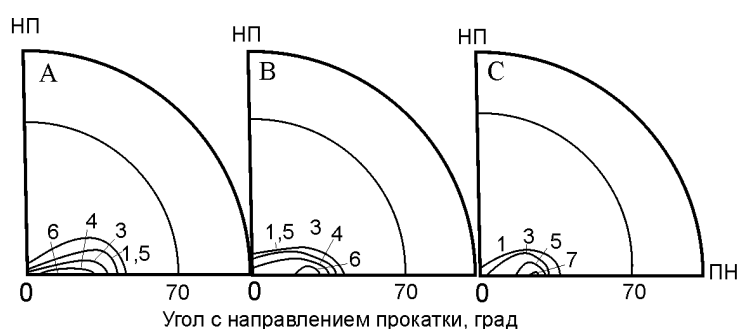


Рис.2.23. Полюсные фигуры (0002) листов титана ВТ1-0 после А - вакуумного отжига и последующей холодной прокатки до В - 20 и с - 40% обжатия

По формулам (2.39-2.44) рассчитали интегральные характеристики текстуры. Получили, что первые три ИХТ

для исходного листа равны: $I_1=0,13417$ $I_2=0,41262$ $I_3=0,453$;

для деформированных листов до

$$20\% : \quad I_1=0,140 \quad I_2=0,359 \quad I_3=0,513;$$

$$\text{до } 40\% \text{ обжатия:} \quad I_1=0,164 \quad I_2=0,406 \quad I_3=0,431.$$

Первые и третьи ИХТ в зависимости от степени деформации растут, вторая - вначале падает, а затем растет. Такое поведение ИХТ согласуется с данными, описанными в разделе 2. После вакуумного отжига листы были рекристаллизованы и текстура была достаточно острой базисного типа с отклонением гексагональной оси в поперечном направлении. Начальные стадии прокатки привели к рассеянию текстуры, что отразилось на значениях ИХТ. В дальнейшем количество активных систем деформации уменьшилось и текстура стала несколько острой.

Плоские прямоугольные образцы использовали для определения динамического и дифференциального модулей Юнга. Динамические модули Юнга определяли по частоте собственных поперечных колебаний образца (раздел 1.2)

Анизотропия динамического модуля Юнга приведена на рисунке 4.20 (кривые 1) и носит типичный характер для ГПУ металлов с межосевым соотношением c/a меньше идеального. Анизотропию статических модулей Юнга определяли из кривых испытаний плоских образцов «на изгиб» (раздел 1.2). Образец, помещенный на две призмы, нагружали в средней части и измеряли стрелу прогиба. Учитывая склонность титана к ползучести при комнатных температурах [41], измерения проводили через одинаковые промежутки времени (30 секунд) после нагружения. Дифференциальные модули Юнга находили из кривых изгиба под нагрузками, соответствующими напряжениям $\sigma = (2, 5, 10, 15) \times 10^7$ Па. Анизотропия дифференциального модуля Юнга для разных нагрузок приведена на рисунке 4.20 (кривые 2, 3, 4, 5). После нагружения $\sigma = 2 \times 10^7$ Па характер анизотропии дифференциального модуля Юнга меняется, что свидетельствует об ориентационном перераспределении дефектов.

Зависимость дифференциальных модулей Юнга от напряжения для всех листов

удовлетворительно описывается следующей зависимостью:
$$E_D = \frac{-b + \sqrt{b^2 - 4c(a-c)}}{2c},$$

где a, b, c – параметры, которые определили методом наименьших квадратов.

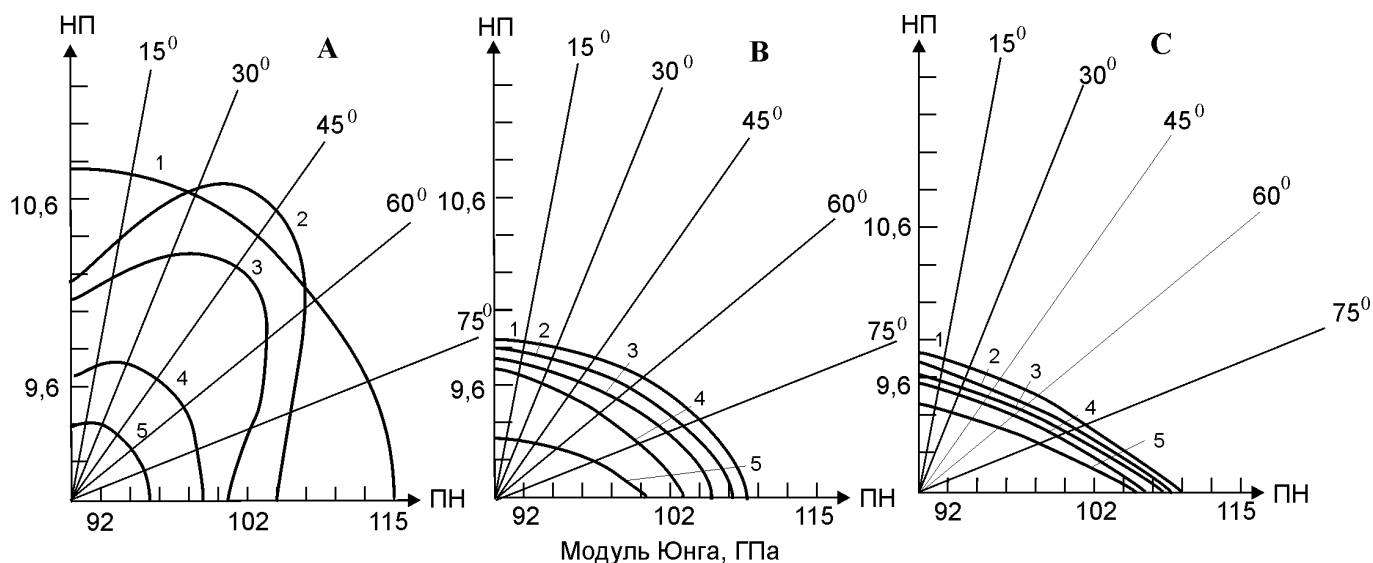


Рис.2.24. Анизотропия динамического (1) и дифференциальных модулей Юнга (2-5) листов титана ВТ1-0в исходном состоянии (А) и деформированных холодной прокаткой до 20 (В) и 40% (С) для напряжений (20, 50, 100,150) МПа (2-5) .

Интерполяция к $\sigma=0$ показала, что значение дифференциальных модулей (E_D) для ненагруженных образцов близки к значениям динамических модулей для всех направлений. Коэффициенты повреждаемости (D) рассчитывали по формуле [183]:

$$D = \left(\frac{E_0}{E_D} - 1 \right)$$

Для всех листов получили значительную анизотропию коэффициента повреждаемости, коэффициент которой в зависимости от обработки менялся в пределах от 0,5 до 0,78 [187].

Анизотропию коэффициента повреждаемости (D) представляли в виде рядов Фурье, коэффициенты которого рассчитывали методом наименьших квадратов в модели ортотропного квазимонокристалла [188]. На рисунке 2.25 приведены результаты разложения анизотропии коэффициента повреждаемости для исходных и деформированных листов α -титана для одной из нагрузок, соответствующей напряжению $\sigma=10 \times 10^7 \text{ Па}$.

Наилучшее приближение к эксперименту дает представление анизотропии D шестью гармониками ряда Фурье. Увеличение числа гармоник до восьми не вносит

существенного изменения в результате. Не согласуется с экспериментом описание анизотропии с помощью четырех гармоник. Удовлетворительный результат

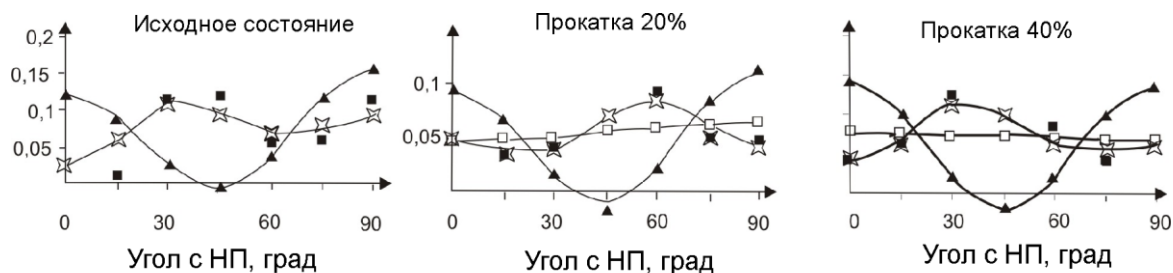


Рис. 2.25. Анизотропия коэффициента повреждаемости листов титана в представлении рядами Фурье с \square - 2, \blacktriangle - 4, \times - 6 гармониками.

\blacksquare - экспериментальные точки

дает описание при помощи двух четных гармоник. Поэтому можно считать, что коэффициент повреждаемости исследованных листов с удовлетворительной точностью может быть описан тензором второго ранга. Тогда, на основании [189], анизотропия орторомбического поликристалла может быть представлена в виде:

$$D(\varphi) = D_1^{(T)} + (D_1^{(T)} - D_2^{(T)}) \cos^2 \varphi,$$

где $D_1^{(T)} = d_1^{(M)} + (d_2^{(M)} - d_1^{(M)}) I_1^{(h)}$;

$D_2^{(T)} = d_2^{(M)} + (d_2^{(M)} - d_1^{(M)}) I_2^{(h)}$; $d_1^{(M)}$, $d_2^{(M)}$ – компоненты тензора коэффициента

повреждаемости монокристалла, $I_i^{(h)}$ – интегральные характеристики; $D_1^{(T)} = D(0^\circ)$,

$$D_2^{(T)} = D(90^\circ).$$

Отсюда

$$d_1^{(M)} = \frac{D_1^{(T)}(1 + I_2) - D_2^{(T)} I_1}{1 + I_2 - I_1},$$

$$d_2^{(M)} = \frac{D_2^{(T)}(1 - I_1) + D_1^{(T)} I_2}{1 + I_2 - I_1}.$$

Значение механического свойства в направлении, нормальном к плоскости листа, выражается очевидной формулой:

$$D_{ii}^{(T)} = d_1^{(M)} + (d_2^{(M)} - d_1^{(M)}) I_3^{(h)}$$

Компоненты $d_i^{(M)}$ рассчитали для исходных листов, которые составили 0,015 и 0,079, соответственно. Затем, аналогично [188,189], определили значения коэффициента повреждаемости для нормального к плоскости листа направления (НН) $D_{ii}^{(T)}$ составило для напряжения $\sigma = 10 \times 10^7 \text{ Па} - 0,044$.

Таким образом, ИХТ, описывающие распределение гексагональной оси кристалла на сфере проекций, несут и достаточную информацию об анизотропии параметра повреждаемости в тензорном представлении. Используя кривые механических испытаний, возможно получение численных значений компонент тензоров повреждаемости, посредством которых в совокупности с данными ИХТ, полученными по результатам рентгеновского текстурного анализа, возможна оценка повреждаемости в главных направлениях текстурированного листового поликристалла: НП, ПН, НН и в произвольных направлениях в плоскости листа.

2.9. Выводы.

1. Текстурное состояние листовых металлических материалов может быть описано с помощью идеальных ориентировок, гармонического анализа анизотропии свойств. Наиболее полным методом описания текстур является метод функций распределения ориентаций (ФРО). Интегральные характеристики текстуры (ИХТ), как составляющая часть ФРО, содержат достаточно полную информацию об анизотропии свойств листов текстурированных поликристаллов и могут быть рассчитаны непосредственно из полюсных фигур. В данной работе рассчитали ИХТ для деформированных прокаткой листов гексагональных металлов с различным межосевым отношением c/a .

2. С помощью ИХТ рассчитали статистические углы наклона гексагональной призмы к плоскости прокатки листов гексагональных металлов. Статистические углы отражают вклад в текстуру всех возможных ее компонент и тем самым содержат информацию об анизотропии свойств листового поликристалла.

3. На примере гексагональных металлов показана возможность использования ИХТ для расчета упругих свойств в плоскости листового проката в любых заданных направлениях, в том числе трудноизмеримых. Расчет анизотропии модуля Юнга текстурированных листов гексагональных металлов показал удовлетворительное совпадение с результатами экспериментальных измерений анизотропии E динамическим методом.

4. Методом ИХТ в сочетании с методом гармонического анализа упругих свойств определили монокристалльные характеристики титана без выращивания для этой цели его монокристаллов. Проведенные расчеты показали хорошее совпадение с известными константами, определенными непосредственно на монокристаллах.

5. Метод представления текстур при помощи ИХТ применен для оценки анизотропии коэффициента повреждаемости текстурованных листов титана. Показано, что анизотропия коэффициента повреждаемости листов титана с удовлетворительной точностью поддается описанию тензором 2-го ранга.

Предложен метод расчета компонент тензора повреждаемости из ИХТ и анизотропии коэффициента повреждаемости. По ИХТ и определенным компонентам тензора повреждаемости определили значение коэффициента повреждаемости в нормальном к плоскости листов направлении, которое составило 0,044 для напряжения $\sigma = 100 \text{ МПа}$.

Компоненты $d_1^{(M)}$ и $d_2^{(M)}$ тензора коэффициента повреждаемости монокристалла титана соответственно равны 0,015 и 0,079.

6. Представление текстур при помощи ИХТ позволяет решить ряд указанных выше практических и теоретических задач. ИХТ содержат необходимую информацию об анизотропии свойств текстурованного объекта и могут быть рекомендованы для сертификации текстурованных листовых материалов с целью учета "эффекта текстуры" в конструкторских задачах.

3. Текстура и анизотропия свойств листов сплавов системы титан-алюминий-ванадий.

Наиболее типичными представителями сплавов системы титан-алюминий-ванадий являются α -сплавы Ti-5Al-2V и Ti-3Al-1,5V. Их химический состав приведен в таблице 3.1.

Таблица 3.1

Легирующие элементы и примеси α -титановых сплавов Ti-5Al-2V и Ti-3Al-1,5V

Сплав	Легирующие элементы, %		Содержание примесей, не более, $\times 10^{-2}$ %						
	Al	V	C	Fe	Si	Cr	N	O	H
Ti-3Al-1,5V	2,90	1,30	1	12	10	3	0,9	0,9	0,8
Ti-5Al-2V	4,50	2,20	8	23	15	10	5	7	1,5

В качестве исходных использовали полтора миллиметровые листы сплава Ti-3Al-1,5V и трехмиллиметровые листы сплава Ti-5Al-2V в условиях поставки (окончательная обработка: теплая прокатка + вакуумный рекристаллизационный отжиг при температуре 820⁰C). Исходные структуры этих сплавов приведены на рисунке 3.1.

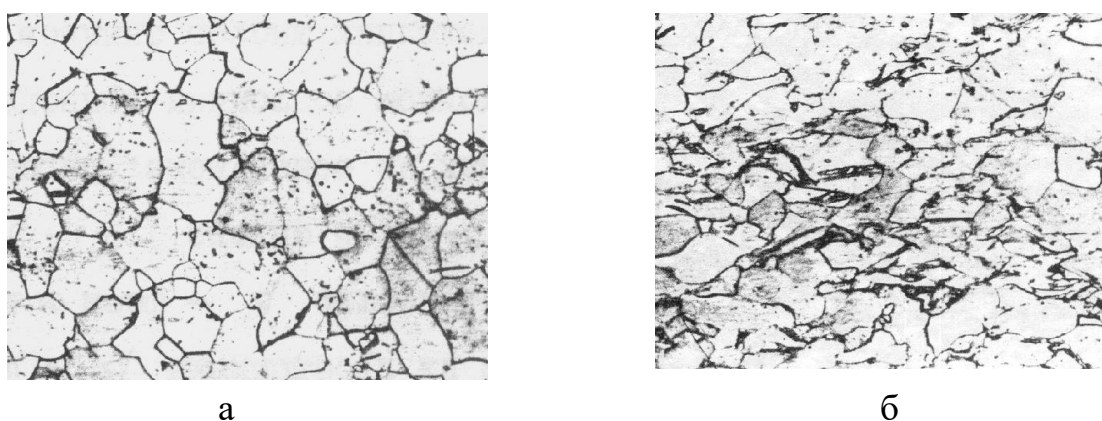


Рис. 3.1. Микроструктура сплавов а- Ti-3Al-1,5V и б - Ti-5Al-2V в исходном состоянии ($\times 300$).

Средний размер зерна α -фазы в сплаве Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии составил величину ~ 30 $\mu\text{м}$, а в сплаве Ti-5Al-2V – 8-10 $\mu\text{м}$.

Постоянные кристаллической решетки сплава Ti-3Al-1,5V составили: $a=2,9462\text{Å}$ и $c=4,6882\text{Å}$, а их отношение $c/a=1,5913$. Для сплава Ti-5Al-2V эти величины составили: $a=2,9431\text{Å}$; $c=4,6869$; $c/a=1,5925\text{Å}$.

Рентгеновский фазовый анализ в исходных листах сплава Ti-3Al-1,5V присутствия β -фазы не обнаружил. В листах сплава Ti-5Al-2V β -фаза присутствует в количестве $\sim 3-4\%$. Листы сплавов подвергали прямой прокатке малыми обжатиями до 20,40,60,80 и 90% обжатия.

Из средней однородной по толщине части листов вырезали дискообразные образцы диаметром 30 мм для рентгеновских исследований текстуры, прямоугольные образцы под различными направлениями к НП через каждые 15° для измерения модуля Юнга (см. рис.1.9), а также игольчатые образцы для определения фазового состава. Образцы для измерения модуля Юнга обрабатывали в пакете для достижения наименьшего отклонения линейных размеров. Образцы для рентгеновских исследований травили в растворе $1\text{HF}+3\text{HNO}_3+5\text{H}_2\text{O}$ для снятия наклепанного слоя.

3.1. Развитие текстуры листов сплава Ti-3Al-1,5V в процессе деформации холодной прокаткой

На рисунке 3.2 приведены прямые полюсные фигуры (0002) листов сплава Ti-3Al-1,5V, построенные в уровнях средней полюсной плотности по результатам данных рентгеновского текстурного анализа для различных степеней деформации холодной прокаткой.

Текстура исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V характерна наличием, главным образом, базисной компоненты $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (рис.3.2). Присутствуют также и ориентировки "типа титана" $\{(0001)\pm\alpha_1\hat{I}\hat{I} - \hat{I}\hat{I}\}$ и "типа цинка" $\{(0001)\pm\alpha_2\hat{I}\hat{I} - \hat{I}\hat{I}\}$. Однако эти ориентировки поглощены базисной ориентировкой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$, что выражается на ПФ значительной протяженностью областей рассеяния. Рассеяние вдоль ПН составляет $\sim 60^\circ$, а вдоль оси НП $\sim 35^\circ$.

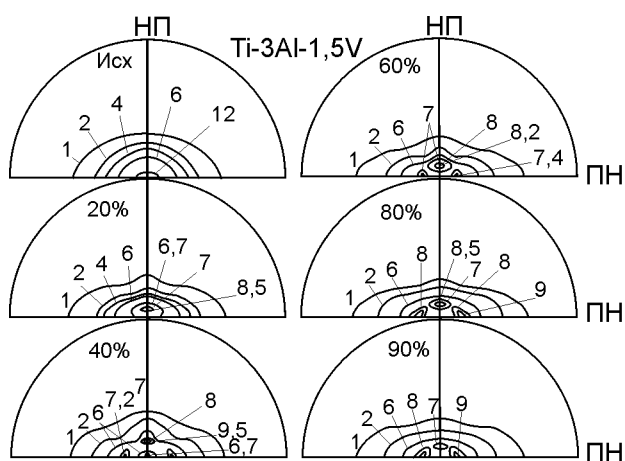


Рис. 3.2. Полюсные фигуры $\{0002\}$ листов сплава $Ti-3Al-1,5V$ в исходном состоянии и после холодной прокатки

Холодная прокатка до 20% обжатия формирует в листах сплава текстуру "типа цинка", которая четко проявляется на соответствующей ПФ. С повышением степени деформации до 40-60% наряду с ориентировкой "типа цинка" развивается ориентировка "типа титана". Углы α_1 и α_2 и интенсивность полюсной плотности, соответствующая этим углам, меняются немонотонно в довольно небольших пределах. Величина α_1 меняется в пределах $18-22^\circ$, а величина α_2 – от 8 до 12° . При этом сохраняется базисная компонента. Она ослабляется, но все равно присутствует на ПФ. Окончательная текстура холодной прокатки сплава $Ti-3Al-1,5V$ характеризуется суммой ориентировок:

$$\{(0001)_{\pm\alpha_1} \bar{H} - \bar{H}\} + \{(0001)_{\pm\alpha_2} \bar{H} - \bar{H}\} + (0001)[10\bar{1}0].$$

ПФ листов сплава в зависимости от степени деформации характеризуются достаточно большой степенью рассеяния, на каждом этапе деформации описываются разным набором компонент текстуры. Поэтому надежно спрогнозировать анизотропию свойств листов сплава, пользуясь только данными об идеальных ориентировках, не представляется возможным. Интегральные характеристики, которые можно определить из данных рентгеноструктурного анализа, отражают текстурные превращения, а, следовательно, и анизотропию свойств

По формулам (2.39)-(2.45) рассчитали интегральные характеристики текстуры, значения которых приведены в таблице 3.2.

Зависимость интегральных характеристик текстуры листов сплава Ti-3Al-1,5V от степени деформации холодной прокаткой

Интегральные характеристики	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
I_1	0,057	0,053	0,058	0,044	0,048	0,050
I_2	0,132	0,148	0,151	0,157	0,161	0,163
I_3	0,810	0,797	0,789	0,797	0,789	0,786
I_4	0,009	0,008	0,009	0,005	0,006	0,007
I_5	0,044	0,052	0,052	0,056	0,058	0,059
I_6	0,024	0,029	0,031	0,037	0,029	0,030

Следует отметить, что сумма первых трех ИХТ равна единице для всех видов обработки сплава давлением, как было показано в разделе 2 аналитически. Это подтверждает корректность программы расчета ИХТ.

На рисунке 3.3 представлены графики зависимости ИХТ от степени деформации прямой прокаткой. Характер соотношений между ИХТ при деформации листов сплава Ti-3Al-1,5V отличается от таких соотношений для чистого титана (табл.2.2), отражая особенности формирования текстуры в этом сплаве и наблюдаемые текстурные превращения.

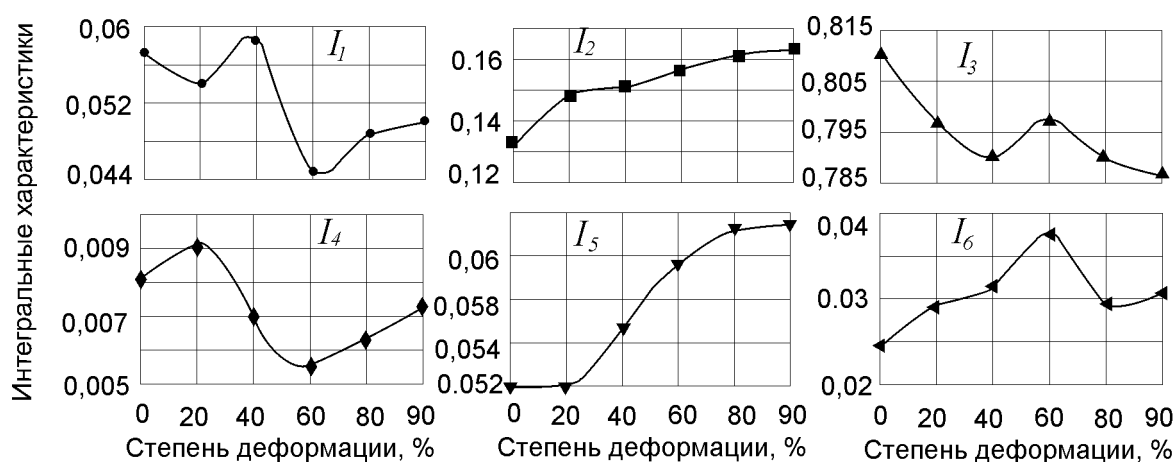


Рис. 3.3. Зависимость интегральных характеристик текстуры от степени деформации прямой прокаткой листов сплава Ti-3Al-1,5V

Зависимость I_1 от степени деформации носит немонотонный характер. Вторая ИХТ I_2 показывает тенденцию к монотонному росту. Таким образом, очевидным

является, что соотношение между I_1 и I_2 постоянно меняется, т.е. тип текстуры, за который ответственны I_1 и I_2 , изменяется, идут текстурные превращения. За текстурными превращениями, а, следовательно, и за анизотропией свойств можно проследить, определив изменения статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости листов (2.29).

Четвертая и шестая ИХТ ведут себя противоположным образом. Четвертая ИХТ незначительно растет, в затем наблюдается падение в области до 60% обжатия с дальнейшим ростом. Шестая ИХТ растет до 60% обжатия с дальнейшим падением. При этом экстремумы для этих ИХТ приходятся на одни и те же степени деформации, а именно, на 60%. Пятая ИХТ обнаруживает практически монотонный рост. Следует отметить, что последние три ИХТ по величине значительно меньше остальных. I_4 , I_5 и I_6 входят в функцию анизотропии $\psi_4(\varphi)$, которая входит в выражение для определения упругих свойств. Таким образом, поведение этих ИХТ влияет на характер анизотропии упругих свойств, определяя роль четвертой гармоники представления анизотропии свойств рядами Фурье.

Особо следует выделить третью ИХТ. В нашем случае I_3 достаточно велика по величине и с увеличением деформации холодной прокаткой монотонно уменьшается с тенденцией небольшого роста и последующего замедления падения в области все тех же 60-70% обжатия. В соответствии с (2.31) I_3 в основном отражает влияние текстурных превращений на величину модуля Юнга в направлении, нормальном к плоскости листа.

По (2.29) нашли статистические углы наклона гексагональной призмы к плоскости прокатки листов, при помощи которых обычно описывают текстуру гексагональных металлов. На рисунке 3.4 представлен график зависимости величины статистического угла наклона призмы к плоскости листов сплава Ti-3Al-1,5V от степени деформации холодной прокаткой. Следует отметить, что определенные таким образом статистические углы наклона гексагональной призмы к плоскости деформированных прокаткой листов исследуемого сплава, удовлетворительно согласуются с данными анализа прямых ПФ.

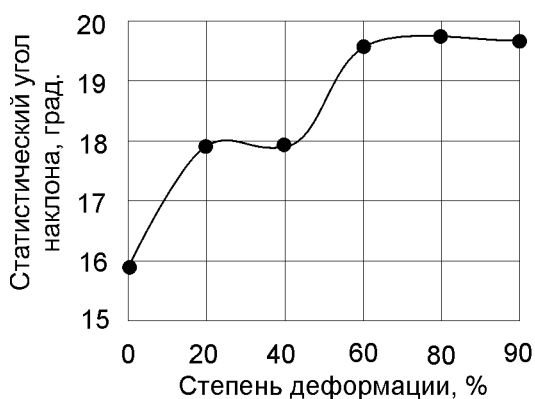


Рис. 3.4. Изменение статистического угла наклона призмы к плоскости листа сплава Ti-3Al-1,5V в зависимости от степени холодной прокатки

В исходных листах сплава статистический угол наклона призмы к плоскости прокатки равен $\sim 16^{\circ}$. Развитие компоненты "типа цинка" при деформации до 20% увеличивает угол до $\sim 18^{\circ}$. Появление новой компоненты "типа титана" при увеличении деформации до 40% сохраняет величину этого угла. Одновременное развитие двух компонент при дальнейшем повышении степени деформации способствует увеличению статистического угла до $\sim 20^{\circ}$.

Статистический угол наклона гексагональной призмы отражает вклад в текстуру всех возможных ориентировок, результат их взаимодействия и поэтому содержит основную информацию об анизотропии текстурированного листового поликристалла.

3.2. Монокристалльные характеристики и анизотропия упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V после деформации холодной прокаткой.

В таблице 3.3 приведены результаты измерений модуля Юнга в различных направлениях листов сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии и после последующей прямой холодной прокатки до различных степеней деформации, а на рисунке 3.5 результаты измерений анизотропии модуля Юнга листов сплава приведены графически.

Коэффициенты анизотропии модуля Юнга листов исследуемого сплава составили: 2,3; 5,4; 5,4; 7; 9,7; 10,0 % для деформаций холодной прокаткой 0, 20, 40, 60, 80 и 90% обжатия, соответственно. Как и следовало ожидать, изменение коэффициента анизотропии в зависимости от степени деформации находится в полном соответствии с изменением статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости проката, который характеризует эту анизотропию.

Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол с НП, град.	Модуль Юнга, ГПа					
	Степень деформации прямой холодной прокаткой, η %					
	0	20	40	60	80	90
0	103,15	100,39	99,35	99,36	98,31	97,98
15	103,35	101,24	100,43	99,96	99,26	98,91
30	103,89	103,21	102,82	101,54	101,69	101,30
45	104,55	105,07	104,71	103,52	104,59	104,23
60	105,12	105,96	105,03	105,31	107,02	106,76
75	105,48	106,01	104,26	106,49	108,49	108,36
90	105,61	105,89	103,77	106,9	108,97	108,9

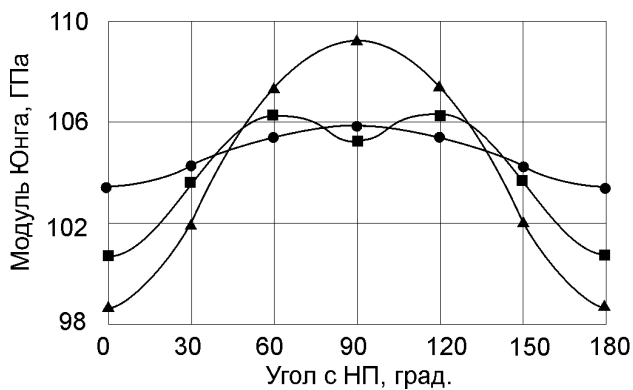


Рис. 3.5. Зависимость анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V от степени деформации холодной прокаткой: ● - исходный, ■ - 40, ▲ - 90%.

Для оценки характера анизотропии листов результаты измерений модуля Юнга представляли в виде рядов Фурье. В ряды разлагали функцию, обратную $E(\varphi)$:

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

где φ отсчитывали от НП.

Значения амплитуд гармоник A_0 , A_2 , A_4 указанного разложения представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4

Значения амплитуд гармоник разложения в ряды Фурье экспериментальных зависимостей $1/E$ от направления измерения для различных степеней деформации холодной прокаткой сплава Ti-3Al-1,5V.

Амплитуды гармоник, $A_i \cdot 10^{-11} \frac{i^2}{f}$	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
A_0	0,95735	0,96091	0,9699	0,96844	0,96173	0,96439
A_2	0,0114	0,0253	0,0208	0,0355	0,0492	0,0504
A_4	0,00082	0,008954	0,01488	0,001883	0,004431	0,003692

Ряды Фурье анизотропии $\frac{1}{E} = f(\varphi)$ содержат только четные гармоники второго и четвертого порядков. Это свидетельствует о том, что текстура листов сплава имеет орторомбической симметрию.

Исходные листы сплава Ti-3Al-1,5V характеризуются небольшой анизотропией упругих свойств - 2,3%. Холодная прокатка уже на малых обжатиях существенно увеличивает коэффициент анизотропии (до ~5,5%). Дальнейшая деформация и далее увеличивает анизотропию модуля Юнга до ~10%.

Анализ данных таблицы 3.4 показывает, что характер анизотропии модуля Юнга исходных листов сплава и листов, подвергнутых холодной прокатке до деформаций 60-90% определяется в основном вкладом второй гармоники соответствующего ряда Фурье. Такой характер анизотропии типичен для титана [158] и большинства его α -сплавов. Для них $E_{ПН} > E_{НП}$ и кривые анизотропии упругих свойств обладают симметрией второго порядка.

Области деформаций около 40% характеризуются некоторым замедлением роста анизотропии и изменением ее характера. Максимальное значение модуль Юнга принимает в направлении, составляющим с НП угол $\sim 60^\circ$. Существенную роль теперь начинают играть четвертые гармоники рядов Фурье соответствующих анизотропий, как это наблюдается у монокристаллов титана для плоскостей, образующих углы с плоскостью базиса 60 и более градусов.

Анизотропия упругих свойств гексагональных кристаллов с достаточной точностью описывается в представлении механики сплошных сред тензорами четвертого ранга. При этом существенную роль играют свойства самого монокристалла, значения которых входят в выражения анизотропии для различных плоскостей кристалла. В случае поликристалла анизотропия свойств определяется распределением кристаллов по ориентациям в поликристалле и конечно же и монокристалльными характеристиками самого монокристалла. Монокристалльные характеристики, такие как компоненты тензоров податливости, жесткости, различных кинетических свойств могут быть определены непосредственным измерением на монокристаллах. Это требует наличия самих монокристаллов, которые надо либо вырастить искусственно, либо использовать природные. В настоящее время монокристаллы чистых металлов выращивают достаточно больших размеров. Поэтому для чистых металлов константы тензорных свойств монокристаллов определены с достаточно высокой точностью. Этого нельзя сказать о монокристаллах сплавов. Выращивание таких объектов существующими методами является сложной задачей ввиду неравномерности распределения легирующих элементов по всему объему монокристалла. Поэтому отдельной важной и перспективной задачей явилось бы определение характеристик монокристалла без их выращивания. Здесь полезными могут быть данные по текстурным исследованиям поликристаллов.

Можно предполагать, что на монокристалльные характеристики существенное влияние оказывают не только легирующие элементы сплава, но и примеси, и само напряженно-деформированное состояние.

В данной работе оценена возможность применения монокристалльных констант податливости титана для расчета модуля Юнга сплава Ti-3Al-1,5V. Для этого по (2.21) и данным таблицы 3.2 рассчитали теоретическую анизотропию модуля Юнга в плоскости листов сплава для различных степеней деформации холодной прокаткой (рис.3.6). В качестве монокристалльных характеристик использовали данные для чистого титана, а именно – константы податливости Ti (см. таблицу 2.1).

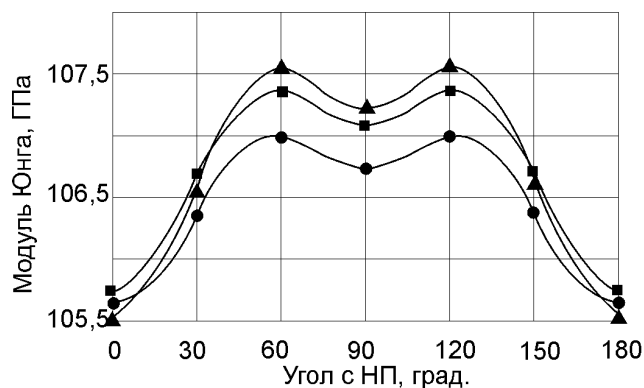


Рис. 3.6. Теоретическая анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V в ● - исходном состоянии и после деформации холодной прокаткой до ■ - 40 и ▲ - 90% обжатия, рассчитанные с использованием констант податливости для чистого титана

Оказалось, что в общем случае экспериментальные и теоретические кривые не согласуются. Удовлетворительное соответствие в характере анизотропии модуля Юнга для теоретической и экспериментальной анизотропии наблюдается для средних степеней обжатия (~60%). Этот факт продемонстрирован на рисунке 3.7 для листов сплава, деформированных прямой прокаткой до 60% обжатия.

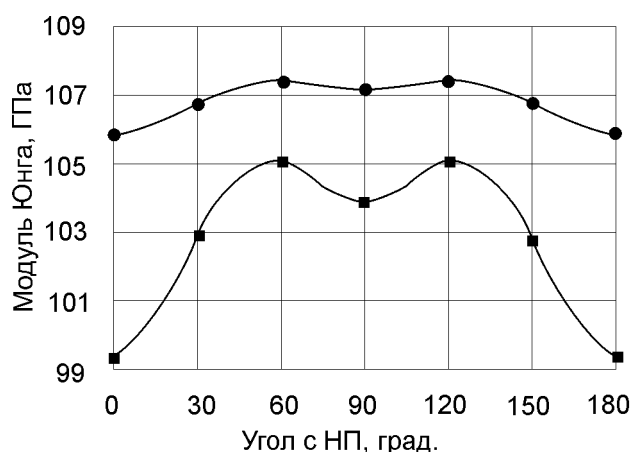


Рис. 3.7. Теоретическая (●) и экспериментальная (■) анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных прокаткой до 60% обжатия

Из приведенного рисунка следует, что экспериментальная кривая существенно отличается от теоретической. Если характер их анизотропии можно считать подобным, то значения теоретических и экспериментальных модулей – различны. Теоретические модули выше на всем интервале углов, для которых проводили измерения и расчеты. Известно, что деформация снижает значения модулей Юнга, что связано с влиянием дефектной структуры. Функции анизотропии, которые входят в выражение для анизотропии упругих свойств и определяются комбинациями интегральных характеристик текстуры, определяют только характер анизотропии, а конкретные значения модулей зависят от упругих констант

монокристаллов. В наших расчетах мы использовали значения монокристалльных характеристик чистого титана. По-видимому, для исследуемых сплавов такой подход является недостаточно корректным. Легирование титана алюминием и ванадием изменяет величины констант податливости монокристаллов, что сказывается и на общей анизотропии упругих свойств текстурованных листов сплавов. Поэтому для прогнозирования свойств текстурованных листов α -титановых сплавов необходимо корректировать значения констант податливости, применительно к конкретному химическому составу сплава и

Используя данные таблиц 3.2 и 3.4 по формулам (2.52) рассчитали значения s_{11} и комбинации констант податливости $s_{13} + \frac{1}{2}s_{44}$ для исходных листов сплава и после их дальнейшей прокатки. Учитывая тот факт, что для гексагональных металлов с межосевым соотношением c/a меньше идеального, константа s_{44} примерно в 12 раз по абсолютной величине больше s_{13} , а $s_{12} < s_{11}$ примерно в два раза [46], нашли их значения, а затем из последних двух выражений формул (2.52) определили величину константы s_{33} . В результате компоненты тензора податливости для исследованного сплава могут быть заданы приведенными в таблице 3.5 значениями [156].

Константы податливости s_{11} сплава выше констант чистого титана и увеличиваются уже при малых степенях деформации холодной прокаткой. Это приводит к уменьшению модуля Юнга в НП. Константа s_{33} вначале уменьшается, а затем растет, что должно приводить к росту, а затем к уменьшению значений модуля Юнга в НН. Константа s_{13} практически не отличается от такой же константы для чистого титана. s_{44} существенно растет при высоких степенях деформации. При малых и средних степенях она немного уменьшается.

Для оценки достоверности результатов по (2.21) рассчитали анизотропию модуля Юнга с использованием констант податливости таблицы 3.5.

На рисунке 3.8 для сравнения приведены расчетные кривые анизотропии модуля Юнга и измеренные непосредственно для листов сплава в исходном состоянии.

Значения констант податливости монокристаллов сплава Ti-3Al-1,5V для различных степеней деформации холодной прокаткой.

Константы податливости	Значения констант податливости, $S_{ij} \cdot 10^{-11} \frac{\dot{\epsilon}^2}{\dot{I}}$					
	Степень деформации, %					
	исходный	20	40	60	80	90
s_{11}	1,1282	1,1769	1,1569	1,1428	1,1355	1,1447
s_{12}	-0,5641	-0,5884	-0,5784	-0,5714	-0,5677	-0,5723
s_{33}	0,64648	0,32486	0,41655	0,6910	0,7663	0,6351
s_{44}	2,21498	2,20119	2,18007	2,2574	2,3006	2,2758
s_{13}	-0,184581	-0,18343	-0,18167	-0,1881	-0,1917	-0,1896

Совпадение кривых вполне удовлетворительное. Это обстоятельство открывает возможности для определения модуля Юнга в любом заданном направлении, в том числе, в труднодоступных.

По (2.31) рассчитали значения модуля Юнга в НН. Значения $E_{НН}$ составили для исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V и после деформации холодной прокаткой до 20, 40, 60, 80 и 90% (123,782; 168,030; 152,478; 119,833; 109,718; 122,133) ГПа, соответственно.

Модуль Юнга в нормальном к плоскости листов направлении выше, чем в НП и ПН уже в исходном состоянии и растет на начальных стадиях холодной прокатки, затем уменьшается до начальной величины.

Анализ полученных результатов показывает, что минимальной анизотропией упругих свойств и достаточно высоким значением модуля Юнга в нормальном к плоскости листов направлении обладают листы в исходном состоянии. Поэтому такие листы можно рекомендовать, например, для использования в задачах по разработке конструкций, работающих в условиях двухосного напряженно-деформированного состояния (оболочки, сферические сосуды высокого внутреннего давления). При одноосных нагрузках предпочтительно использовать поперечное

направление листов, деформированных холодной прокаткой до высоких степеней деформаций (рис.3.5).

Учитывая хорошее совпадение экспериментальной анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V с теоретической, рассчитали также анизотропию модуля сдвига и коэффициента Пуассона, используя определенные нами монокристалльные константы сплава (табл.3.5). Анизотропию модуля сдвига рассчитали по формуле (2.30). Анизотропию коэффициента Пуассона в плоскости листов исследуемого сплава нашли по известной формуле: $\nu(\varphi) = \frac{E(\varphi)}{2G(\varphi)} - 1$. Результаты расчетов приведены в таблице 3.6 и на рисунках 3.8 и 3.9.

Таблица 3.6.

Анизотропия модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов Ti-3Al-1,5V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол НП, град.	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
	Модуль сдвига, ГПа					
0	36,00133	30,48025	31,19333	30,95538	31,09615	31,01806
15	36,39983	32,49102	32,84681	31,43496	31,18843	31,54109
30	37,42994	37,6847	36,99911	32,70706	31,64162	32,91139
45	38,6522	41,94221	40,45064	34,30024	32,76773	34,57001
60	39,55196	40,37044	39,70173	35,60379	34,54601	35,8254
75	39,81106	35,9021	36,48684	36,18288	36,21973	36,26791
90	39,39917	33,60216	34,57656	35,9442	36,51159	35,9191
	Коэффициент Пуассона					
0	0,432586	0,646804	0,592488	0,60489	0,580742	0,579403
15	0,419649	0,558009	0,52884	0,590021	0,591346	0,567964
30	0,387793	0,369493	0,389527	0,552311	0,606936	0,539089
45	0,352446	0,25265	0,294395	0,509129	0,596018	0,507602
60	0,328885	0,312461	0,322812	0,478942	0,548963	0,490084
75	0,324757	0,476334	0,428818	0,471592	0,497712	0,493962
90	0,340257	0,575643	0,500583	0,487027	0,492266	0,515907

Для оценки характера анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона их представили в виде рядов Фурье (таблица 3.7).

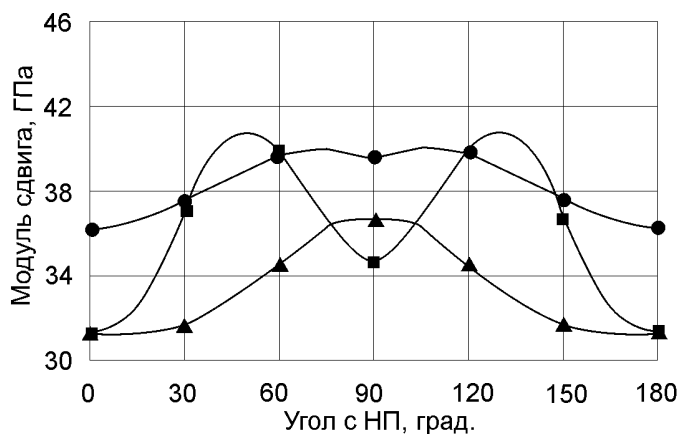


Рис. 3.8. Анизотропия модуля сдвига
●-исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V
и деформированных холодной прокаткой
до ■- 40 и ▲- 90% обжатия

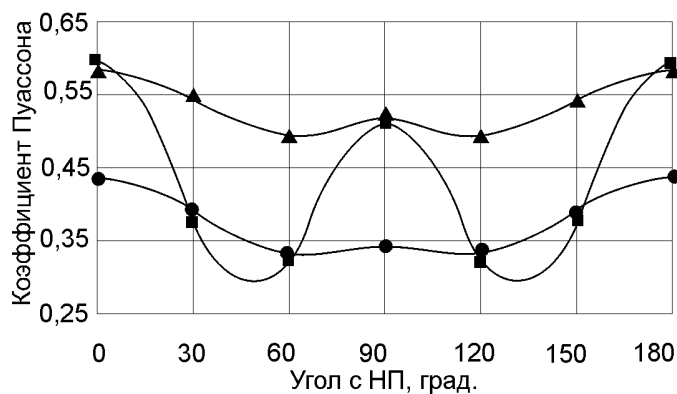


Рис. 3.9. Анизотропия коэффициента
Пуассона ●-исходных листов сплава
Ti-3Al-1,5V и деформированных холодной
прокаткой до ■- 40 и ▲- 90% обжатия

Таблица 3.7

Значения амплитуд гармоник разложения в ряды Фурье анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона для различных степеней деформации холодной прокаткой сплава Ti-3Al-1,5V.

Амплитуды гармоник, A_i , ГПа	Степень деформации прокаткой, %					
	Исх.	20	40	60	80	90
	Модуль сдвига					
A_0	38,25754	36,73861	36,56168	33,94645	33,36123	34,0974
A_2	-1,94232	-1,99028	-2,10214	-2,71801	-2,87124	-2,7003
A_4	-0,47839	-4,94073	-3,77979	-0,42663	0,521677	-0,5495
	Коэффициент Пуассона					
Амплитуды гармоник, A_i						
A_0	0,366659	0,430028	0,418488	0,524659	0,562913	0,524393
A_2	0,052229	0,04457	0,054928	0,06553	0,050857	0,03959
A_4	0,015538	0,17777	0,124454	0,016765	-0,03156	0,01827

На рисунке 3.10 представлены изменения амплитуд гармоник разложения анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона в зависимости от степени деформации холодной прокаткой листов сплава Ti-3Al-1,5V.

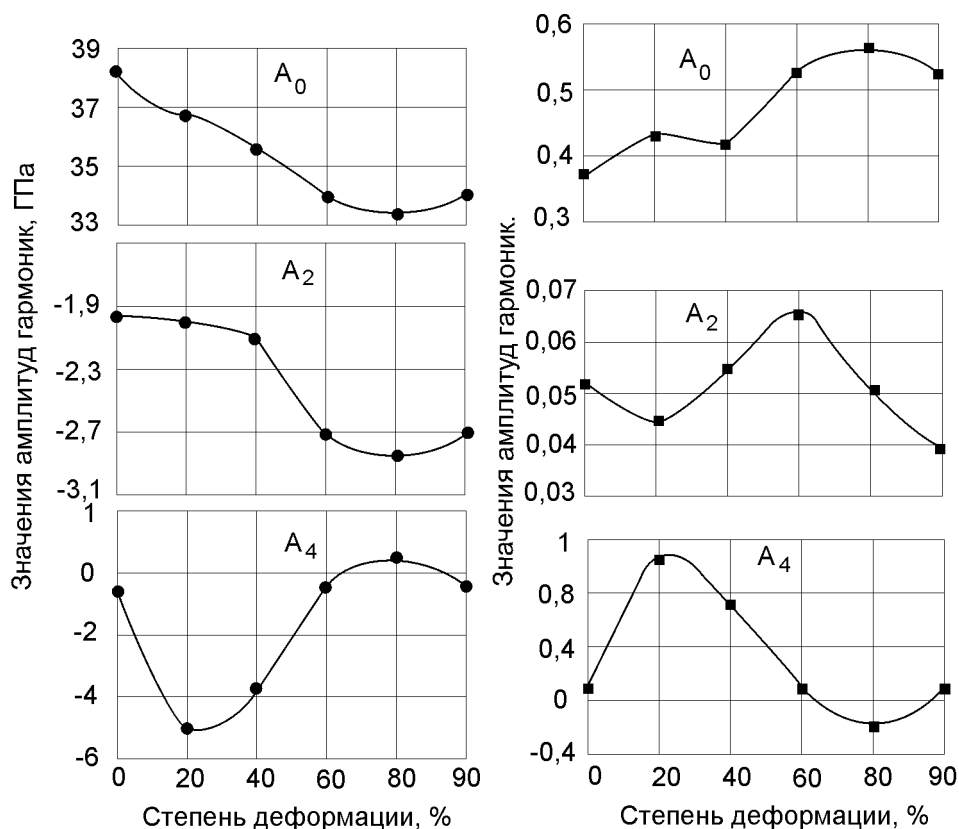


Рис. 3.10. Изменения амплитуд гармоник разложения в ряд Фурье анизотропии \bullet - модуля сдвига и \blacksquare - коэффициента Пуассона с зависимости от деформации холодной прокаткой листов сплава Ti-3Al-1,5V.

В методе оценки текстуры путем Фурье-анализа упругой анизотропии листов гексагональных металлов показано [157], что отношения амплитуд гармоник $\frac{A_4}{A_2}$, $\frac{A_2}{A_0}$, $\frac{A_4}{A_0}$ мало зависят от степени рассеяния текстуры и поэтому о характере анизотропии удобнее судить не по абсолютным значениям A_0 , A_2 , A_4 , а по их отношениям.

На рисунке 3.11 приведены отношения $\frac{A_4}{A_2}$, $\frac{A_2}{A_0}$, $\frac{A_4}{A_0}$ для модуля сдвига и коэффициента Пуассона в зависимости от степени деформации.

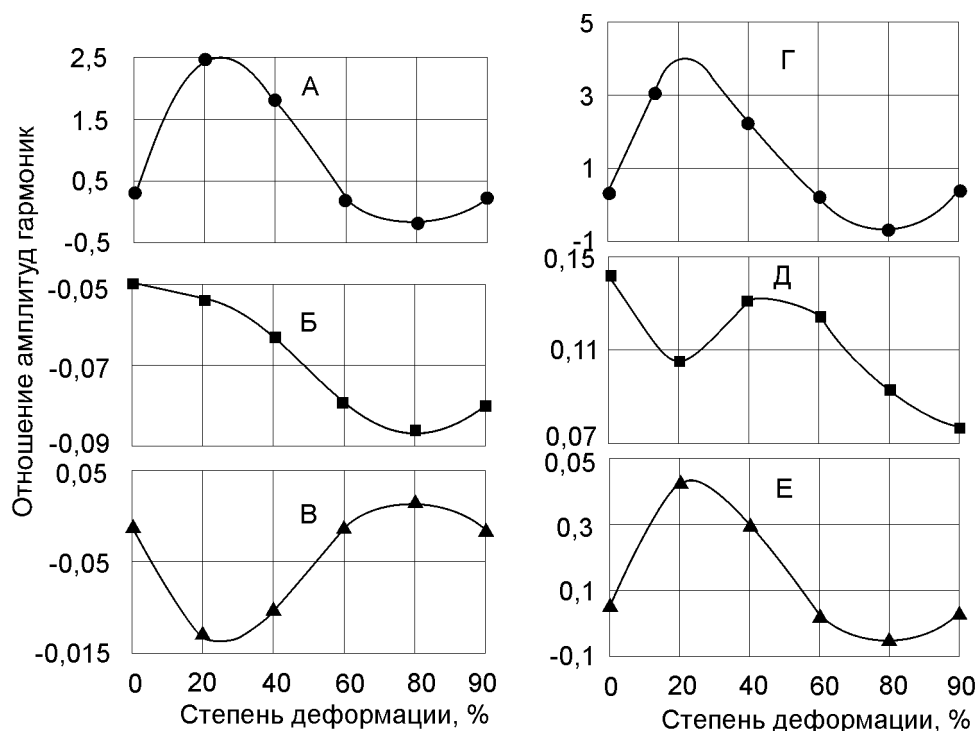


Рис. 3.11. Изменение отношений амплитуд гармоник разложения анизотропии модуля сдвига (А-В) и коэффициента Пуассона (Г-Е) в ряд Фурье в зависимости от степени деформации холодной прокаткой листов сплава Ti-3Al-1,5V: ● $-A_4/A_2$; ■ $-A_2/A_0$; ▲ $-A_4/A_0$.

Листы сплава Ti-3Al-1,5V уже в исходном состоянии резко анизотропны в отношении модуля сдвига и коэффициента Пуассона (рис.3.12). Коэффициенты анизотропии для них составили величины порядка 10 и 25%, соответственно. Деформация холодной прокаткой листов сплава резко увеличивает анизотропию, как модуля сдвига, так и коэффициента Пуассона. Их коэффициенты анизотропии достигают величин 37 и 60%/ соответственно. Дальнейшая деформация снижает коэффициенты анизотропии для этих свойств и они устанавливаются примерно на одной величине и для модуля сдвига, и для коэффициента Пуассона (~15-16%)

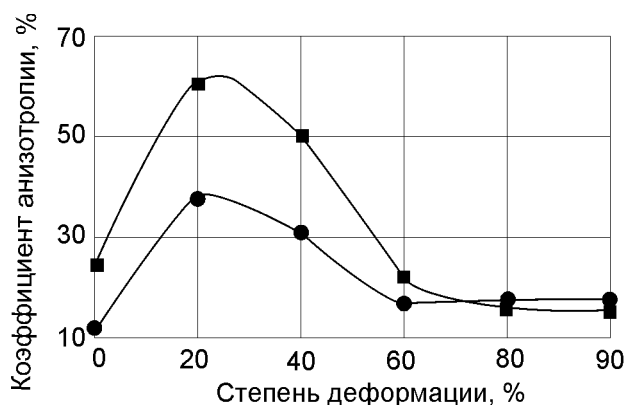


Рис. 3.12. Зависимость коэффициентов анизотропии ●-модуля сдвига и ■-коэффициента Пуассона листов сплава Ti-3Al-1,5V от деформации холодной прокаткой

Характер анизотропии исходных листов сплава в отношении этих свойств определяется главным образом вкладом вторых гармоник разложения их (свойств) в ряды Фурье. Можно сказать, что, как и в случае модуля Юнга, анизотропия модуля сдвига и коэффициента Пуассона обладает симметрией второго порядка. Малые деформации (~20%) приводят к резкому увеличению величин амплитуд четвертых гармоник. При увеличении степени деформации амплитуды четвертых гармоник уменьшаются. Листы меняют характер анизотропии, которая теперь описывается рядом Фурье со второй гармоникой, гораздо большей четвертой. Соответственно меняется и симметрия этих свойств. На интервале углов $[0 - \frac{\pi}{2}]$ появляется еще один экстремум.

В 2.6 рассматривали анизотропию модуля Юнга в различных плоскостях монокристалла титана (рис.2.11). Было получено, что каждой кристаллографической плоскости свойственен собственный характер анизотропии. По характеристикам анизотропии плоскостей (соотношениям амплитуд гармоник соответствующих рядов Фурье) можно судить об эффективной идеальной ориентировке, которая отражает реальную анизотропию свойств текстурированного поликристалла.

В данном разделе, используя константы податливости монокристалла сплава, найденные с помощью ИХТ и Фурье-анализа упругой анизотропии (табл. 3.5), проанализировали анизотропию модуля Юнга в различных кристаллографических плоскостях монокристалла сплава.

Анизотропия модуля Юнга в различных плоскостях кристалла, как указывалось ранее, представляет собой сечения этими плоскостями характеристической поверхности тензора упругости.

По (2.46), (2.48)-(2.50) и данным таблицы 3.5 построили сечения характеристической поверхности модуля Юнга монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V плоскостями, образующими различные углы наклона с плоскостью базиса гексагональной призмы (рис.3.13-3.15) для исходного состояния и после деформации прямой холодной прокаткой до 60 и 90% обжатия.

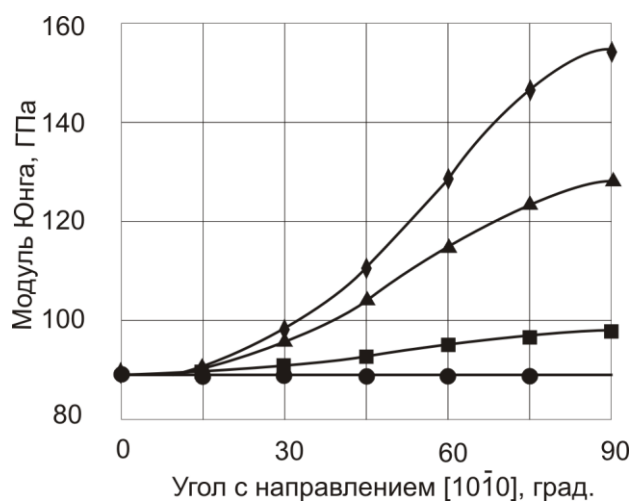


Рис. 3.13. Анизотропия модуля Юнга в плоскостях монокристалла сплава Ti-3Al-1, наклоненных к плоскости базиса на углы ●-0, ■-30, ▲-60 и ◆-90°. Исходное состояние

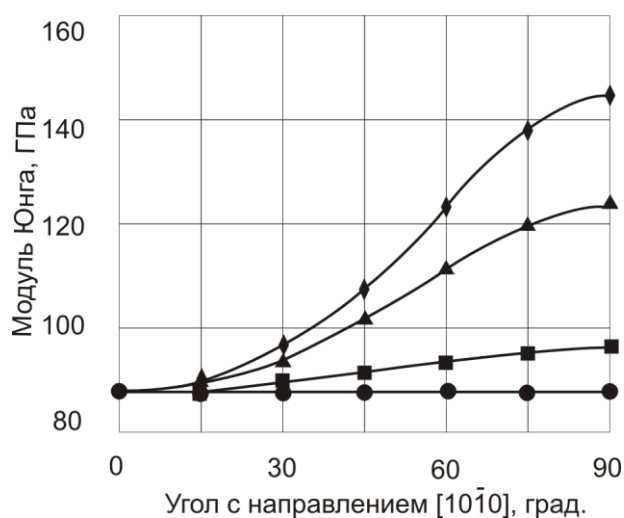


Рис. 3.14. Анизотропия модуля Юнга в плоскостях монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V, наклоненных к плоскости базиса на углы ●-0, ■-30, ▲-60 и ◆-90°. Деформация холодной прокаткой 60%.

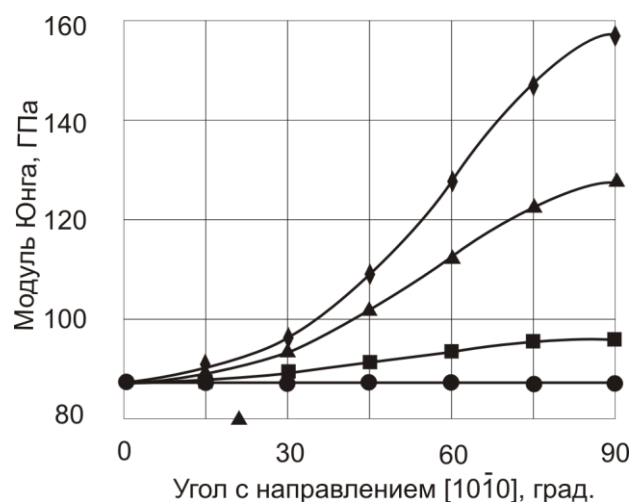


Рис. 3.15. Анизотропия модуля Юнга в плоскостях монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V, наклоненных к плоскости базиса на углы ●-0, ■-30, ▲-60 и ◆-90°. Деформация холодной прокаткой 90%.

Анизотропия в сечениях монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V носит характер, типичный для титана. Значения модуля Юнга в направлении $[11\bar{2}0]$ выше, чем в направлении $[10\bar{1}0]$. Плоскость базиса является изотропной в отношении свойств четвертой тензорной размерности, наибольшей анизотропией обладает плоскость

призмы. Все остальные плоскости проявляют анизотропию модуля Юнга, промежуточную между анизотропиями плоскостей базиса и призмы. Для деформированных холодной прокаткой кристаллов характер анизотропии сохраняется, однако значения E в направлении, лежащем в плоскости базиса, уменьшаются с увеличением степени деформации, а в направлении проекции оси $[0001]$ на каждую из плоскостей $(hk\bar{l})$ вначале уменьшаются, а при высоких деформациях повышаются до значений в исходном состоянии. Средние значения модулей Юнга с деформацией уменьшаются. Такие изменения модуля Юнга обусловлены перераспределением напряжений в зернах металла, которые также проявляют свойства анизотропии.

В целом, кривые рисунков 3.13-3.15 представляют собой сечения характеристической поверхности анизотропии модуля Юнга плоскостями, образующими различные углы с плоскостью базиса кристалла. Характеристическая поверхность представляет собой фигуру вращения, осью которой является гексагональная ось c . По кривым 3.13 построили номограмму для определения значения модуля Юнга в произвольном направлении (рис.3.16). Для этого около характеристической поверхности описываем сферу проекций, экваториальная плоскость которой совпадает с плоскостью (0001) монокристалла. На эту плоскость наносим сетку Болдырева и проектируем на нее кривые 3.13, предварительно построенные в полярных координатах. На рисунке 3.16 значения модуля Юнга наложены на сетку Болдырева и нанесены по вертикальной оси. Кривые зависимости $E(\beta)$, где угол β представляет собой угол между направлением $[10\bar{1}0]$ кристалла и направлением проекции направления измерения на экваториальную плоскость сферы проекций. Сечения характеристической поверхности обозначены на рисунке 3.16 углами α , которые они образуют с плоскостью базиса кристалла. Каждая точка на номограмме соответствует значению модуля Юнга в направлении, которое задается углом α наклона плоскости $(hk\bar{l})$ к плоскости базиса и углом β между направлением измерения и кристаллографическим направлением, лежащим в этой плоскости и представляющим собой проекцию оси c на эту плоскость.

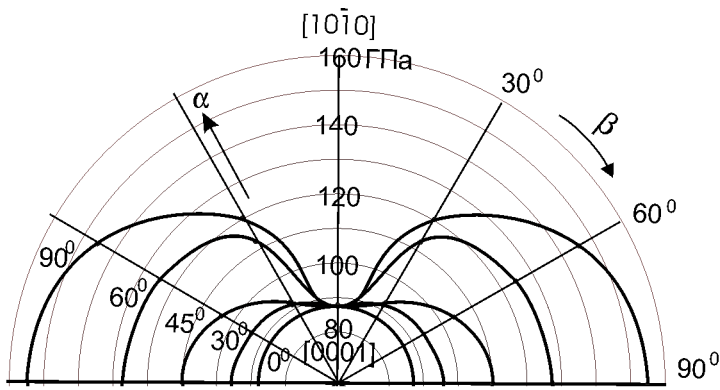


Рис. 3.16. Номограмма значений модуля Юнга в различных направлениях монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии.

3.3. Развитие текстуры и анизотропии упругих свойств листов титанового сплава Ti-5Al-2V в процессе деформации холодной прокаткой.

На рисунке 3.17 приведены прямые полюсные фигуры $\{0002\}$ листов сплава Ti-5Al-2V, построенные, как и ранее, в уровнях средней полюсной плотности по результатам данных рентгеновского текстурного анализа для различных степеней деформации холодной прокаткой.

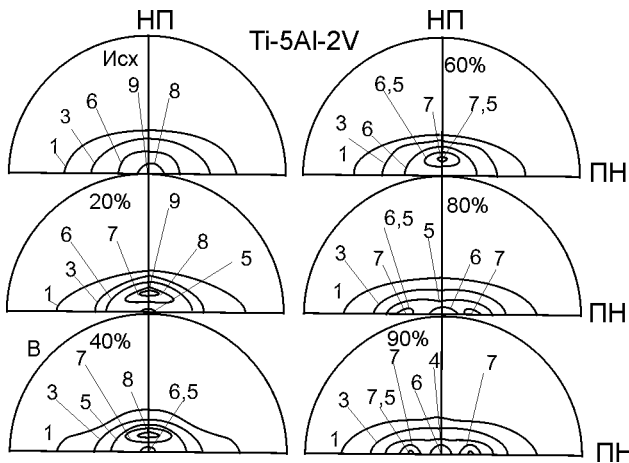


Рис.3.17. ПФ $\{0002\}$ листов сплава Ti-5Al-2V в исходном состоянии и после холодной прокатки

Текстура исходных листов сплава Ti-5Al-2V аналогична такой для исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V и характерна наличием, главным образом, базисной компоненты $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Присутствуют также и ориентировки типа титана $\{(0001) \pm \alpha_1 \bar{H} - \bar{H}\}$ и типа цинка $\{(0001) \pm \alpha_2 \bar{H} - \bar{H}\}$. Здесь они, как и для сплава Ti-3Al-1,5V, поглощены базисной ориентировкой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$, что выражается на ПФ значительной протяженностью областей рассеяния. Рассеяние вдоль ПН для сплава Ti-5Al-2V больше и составляет $\sim 70^\circ$, а вдоль оси НП $\sim 35^\circ$, такое же, как и у исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V. При этом текстура листов сплава Ti-5Al-2V

отличается от аналогичной для Ti-3Al-1,5V вдвое меньшей интенсивностью центральной части ПФ.

В процессе холодной прокатки текстура листов сплава Ti-5Al-2V претерпевает изменения по следующей схеме:

$$(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle \rightarrow (0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle + \{(0001) \pm \alpha_2 \dot{II} - \dot{II}\} \rightarrow (0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle + \{(0001) \pm \alpha_1 \dot{II} - \dot{II}\}$$

для деформаций (0-20%), (20-60%), (60-90%), соответственно. Сравнение ПФ сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V показывает, что главное отличие в текстурообразовании в листах при прямой прокатке проявляется при средних и высоких степенях деформаций. Если деформации прокаткой в обоих сплавах на этапе 0-20% формируют в сплавах практически однотипную текстуру, то средние деформации 20-60% приводят к образованию и развитию в листах сплава Ti-3Al-1,5V- текстуры "типа цинк"+"типа титан", а в листах сплава Ti-5Al-2V устойчиво сохраняется текстура "типа цинка". При высоких степенях деформаций в листах Ti-3Al-1,5V интенсивность ориентировок, соответствующих текстурам "типа титан" и "типа цинк" несколько увеличивается, сохраняя примерно одинаковое соотношение между собой; в листах сплава Ti-5Al-2V компонента "типа цинка" исчезает, а компонента "типа титана" усиливается при сохранении достаточно сильной базисной центральной типа компоненты.

По формулам (2.39)-(2.45) рассчитали интегральные характеристики текстуры, значения которых приведены в таблице 3.8.

Таблица 3.8

Зависимость интегральных характеристик текстуры листов сплава Ti-5Al-2V от степени деформации холодной прокаткой

ИХТ	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
I ₁	0,06079	0,06388	0,05671	0,05628	0,05586	0,05201
I ₂	0,17624	0,19162	0,1862	0,19914	0,23872	0,24742
I ₃	0,762973	0,74449	0,75709	0,744583	0,70542	0,70057
I ₄	0,009337	0,00881	0,00727	0,009554	0,00941	0,00712
I ₅	0,068773	0,08124	0,07571	0,082621	0,07028	0,11262
I ₆	0,023568	0,02462	0,02507	0,023434	0,024274	0,02254

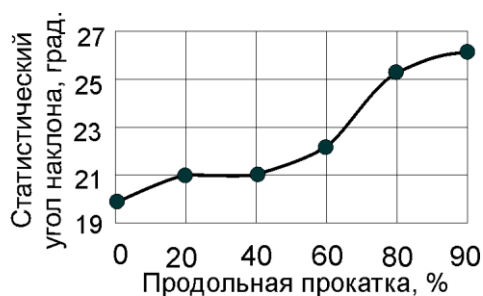


Рис.3.18. Изменение статистического угла наклона призмы со степенью продольной прокатки листов сплава Ti-5Al-2V

По (2.29) рассчитали статистические углы наклона гексагональной призмы к плоскости листов, подвергнутых холодной прокатке до различных степеней обжатия (рис.3.18).

В исходных листах сплава статистический угол наклона гексагональной призмы к плоскости

прокатки равен $\sim 20^{\circ}$. Развитие компоненты "типа цинка" при деформации до 20% увеличивает угол до $\sim 21^{\circ}$. В области деформаций 20-40% величина угла сохраняется, что соответствует сохранению компоненты "типа цинка" с некоторым уменьшением ее интенсивности. Дальнейшее повышение степени деформации сопровождается увеличением статистического угла до $\sim 22^{\circ}$ при 60% деформации и резкому его увеличению до 25,5 - 27° при 80-90% деформации, что соответствует активному развитию ориентировки "типа титана". Текстурные превращения в этом сплаве хорошо согласуются с поведением I_2 и I_1 (таблица 3.8). Скорость роста I_2 в области высоких деформаций увеличивается одновременно с уменьшением I_1 , что соответствует развитию ориентировки "типа титана".

Анизотропию модуля Юнга листов сплавов Ti-5Al-2V приведена в таблице 3.9.

Таблица 3.9

Анизотропия модуля Юнга листов Ti-5Al-2V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол с НП, град.	Модуль Юнга, ГПа					
	Степень деформации прямой холодной прокаткой, %					
	0	20	40	60	80	90
0	106,57	101,03	101,74	102,73	103,33	100,97
15	107,1768	101,863	102,4171	103,3359	103,9197	101,7924
30	108,813	104,1172	104,2527	104,9879	105,498	103,9773
45	110,9966	107,1452	106,7261	107,2364	107,5768	106,8156
60	113,1211	110,1146	109,1606	109,4759	109,5664	109,4852
75	114,6398	112,2523	110,919	111,1105	110,9672	111,3335
90	115,19	113,03	111,56	111,71	111,47	111,99

На рисунке 3.19 приведены графики анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V для некоторых степеней деформации прямой холодной прокаткой.

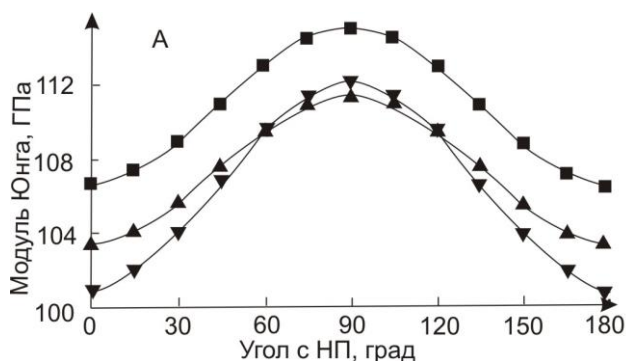


Рис.3.19. Анизотропия модуля Юнга ■- исходных листов сплава Ti-5Al-2V и деформированных холодной прокаткой до ▲40 и ▼-90% обжатия.

Характер анизотропии модуля Юнга на всех этапах деформации прокаткой примерно одинаков. Минимальное значение модуль Юнга принимает в НП, а максимальное - в ПН. Анизотропия E обладает симметрией второго порядка, что характерно для чистого титана, если углы наклона гексагональной призмы менее 60° . Коэффициенты анизотропии холодной прокаткой листов сплава Ti-5Al-2V составили: 7,4; 10,6; 8,8; 7,3; 9,8; 10,1% для деформаций холодной прокаткой 0, 20, 40, 60, 80 и 90% обжатия, соответственно.

Как и для сплава Ti-3Al-1,5V, изменение коэффициента анизотропии в зависимости от степени деформации листов сплава Ti-5Al-2V находится в полном соответствии с изменением ответственного за анизотропию статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости проката.

Таблица 3.10

Анизотропия величины, обратной модулю Юнга, сплава Ti-5Al-2V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол с НП, град.	$1/E, \cdot 10^{-11} \frac{i^2}{I}$					
	Степень деформации прямой холодной прокаткой, %					
	0	20	40	60	80	90
0	0,93835	0,989805	0,982898	0,973425	0,967773	0,990393
15	0,933037	0,98171	0,976399	0,967717	0,962281	0,982392
30	0,919008	0,960456	0,959208	0,95249	0,947885	0,961748
45	0,900929	0,933313	0,936978	0,932519	0,929569	0,936193
60	0,884008	0,908145	0,916082	0,913443	0,912688	0,913365
75	0,872297	0,89085	0,901559	0,900005	0,901167	0,898202
90	0,868131	0,884721	0,896379	0,895175	0,897102	0,892937

Экспериментальные зависимости обратной величины модуля Юнга (табл.3.10) от направления измерения для листов сплава представили в виде рядов Фурье. Значения амплитуд гармоник разложения приведены в таблице 3.11

Таблица 3.11

Значения амплитуд гармоник разложения в ряды Фурье экспериментальных зависимостей $1/E$ от направления измерения для различных степеней деформации холодной прокаткой сплава Ti-5Al-2V.

Амплитуды гармоник, $A_i \cdot 10^{-11} \frac{i^2}{f}$	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
A_0	0,89978	0,93290	0,93592	0,931034	0,92863	0,93653
A_2	0,03408	0,05139	0,04216	0,038065	0,03426	0,04754
A_4	0,00028	0,00104	0,00041	0,00014	0,00053	0,00180

По данным таблицы 3.9 и значениям компонентов тензора податливости монокристаллов чистого титана рассчитали теоретическую анизотропию модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V в исходном состоянии и после деформации холодной прокаткой до различных степеней. На рисунке 3.20 приведены экспериментальная и расчетная кривые анизотропии модуля Юнга листов в исходном состоянии.

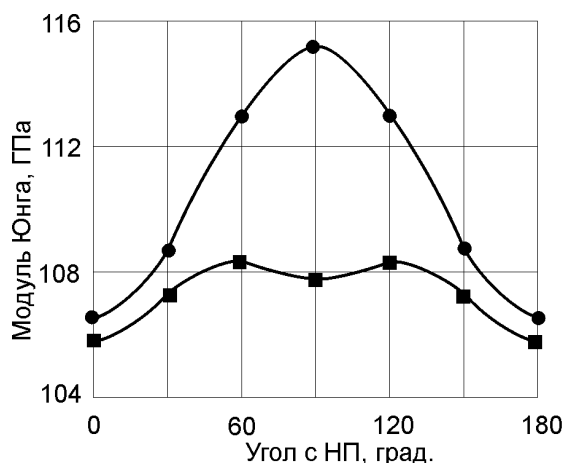


Рис.3.20. Сравнительные кривые анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V в исходном состоянии: ● -экспериментальная и ■ - рассчитанная по ИХТ и константам податливости титана

Из приведенного рисунка следует, что экспериментальная кривая анизотропии модуля Юнга существенно отличается от кривой анизотропии, рассчитанной по значениям констант податливости для чистого титана. Очевидно, что константы для чистого титана не учитывают особенностей монокристалльных свойств сплава и поэтому не могут использоваться для надежного определения анизотропии свойств сплава.

Используя данные таблиц 3.8 и 3.11 по формулам (2.52) рассчитали значения s_{11} и комбинации констант податливости $s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44}$ и $s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}$ для исходных листов сплава и после прокатки. Учитывая, что для гексагональных металлов $s_{13} = -\frac{s_{44}}{12}$, а $s_{12} = -\frac{s_{11}}{2}$, рассчитали все константы сплава. Значения констант податливости монокристаллов сплава *Ti-5Al-2V* для различных степеней деформации приведены в таблице 3.12.

Таблица 3.12

Значения констант податливости монокристаллов сплава Ti-5Al-2V В для различных степеней деформации холодной прокаткой.

Константы монокристалла	Степень деформации прокаткой, %					
	исходный	20	40	60	80	90
	Значения констант податливости, $S_{ij} \cdot 10^{-11} \frac{\dot{\epsilon}^2}{\dot{\epsilon}}$					
s_{11}	0,97022	1,0373	1,0156	1,00755	0,99847	1,0118
s_{12}	-0,48511	-0,5186	-0,5078	-0,50352	-0,4992	-0,5059
s_{13}	-0,13493	-0,1267	-0,1379	-0,14411	-0,1425	-0,1535
s_{44}	1,61917	1,5213	1,6548	1,72935	1,7107	1,8422
s_{33}	0,37310	0,4119	0,3555	0,43432	0,4161	0,5009

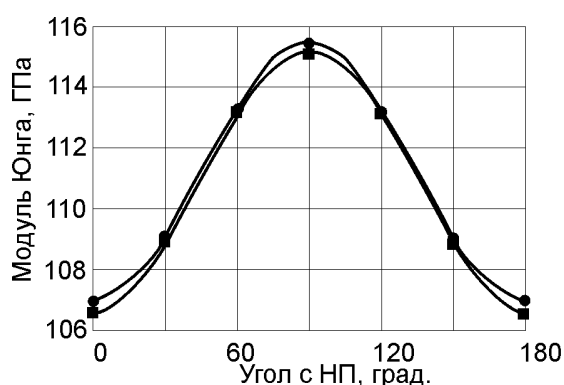


Рис.3.21. Сравнительные кривые анизотропии модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V в исходном состоянии: ● - экспериментальная и ■ - рассчитанная по ИХТ и константам податливости сплава Ti-5Al-2V

Полученные результаты применили для расчета анизотропии модуля Юнга по формуле (2.21). На рисунке 3.21 представлены для сравнения кривые анизотропии листов в исходном состоянии, полученные экспериментально, и рассчитанные с использованием констант податливости, определенных из данных реальной

анизотропии упругих свойств и результатов рентгеновского текстурного анализа в представлении текстур интегральными характеристиками.

Совпадение расчетных и экспериментальных кривых вполне удовлетворительно. Таким образом, рассчитанные значения констант податливости монокристалла сплава Ti-5Al-2V можно использовать для прогнозирования других свойств текстурированных листов и для направлений, в которых непосредственные измерения сложно реализуются.

По (2.31) рассчитали значения модуля Юнга в НН. Значения $E_{НН}$ составили для исходных листов сплава Ti-5Al-2V и после деформации холодной прокаткой до 20, 40, 60, 80 и 90% (101,14; 104,34; 98,06: 104,07; 113,95; 116,79) ГПа, соответственно. $E_{НН}$ существенно растет при высоких степенях деформации холодной прокаткой. На малых и средних степенях деформации $E_{НН}$ колеблется около некоторого среднего значения. Полученные константы податливости использовали также для расчета анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона в плоскости листов сплава ПТЗ-В. Анизотропию модуля сдвига рассчитали по формуле (2.25).

Результаты расчетов приведены в таблице 3.13.

Таблица 3.13

Анизотропия модуля сдвига листов Ti-5Al-2V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол α НП, град.	Модуль сдвига, ГПа					
	Степень деформации прямой холодной прокаткой, %					
	0	20	40	60	80	90
0	46,86148	45,15678	44,85187	45,0988	45,23238	43,47421
15	47,23522	45,56189	45,23507	45,53355	45,62976	44,17232
30	48,28263	46,70702	46,30977	46,76557	46,74348	46,17114
45	49,77902	48,36865	47,84708	48,56141	48,33449	49,13823
60	51,35689	50,15447	49,47042	50,5023	50,01164	52,41489
75	52,56811	51,5496	50,7181	52,02642	51,29851	55,03786
90	53,02566	52,08224	51,18976	52,61015	51,78448	56,0539

На рисунке 3.22 результаты расчетов анизотропии модуля сдвига приведены графически для наиболее характерных деформаций холодной прокаткой.

Следует отметить, что характер анизотропии модуля сдвига аналогичен анизотропии модуля Юнга. Минимальное значение модуль сдвига для всех деформаций принимает в направлении прокатки, а максимальное – в ПН. Коэффициент анизотропии модуля сдвига больше коэффициента анизотропии модуля Юнга. С увеличением степени деформации прокаткой коэффициент растет от 11,6% для исходных листов до 22,4% - для листов, прокатанных в прямом направлении до 90% (таблица 3.14).

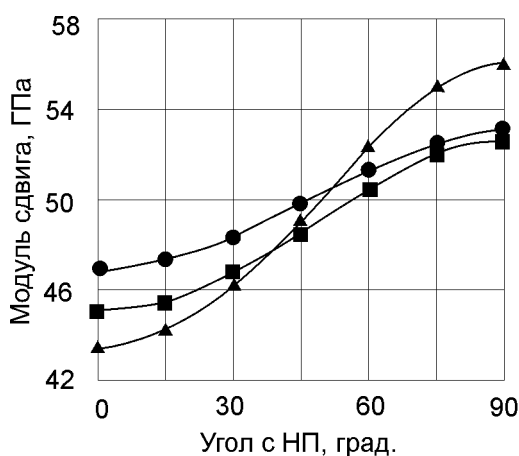


Рис.3.22. Анизотропия модуля сдвига
● -исходных листов сплава Ti-5Al-2V и деформированных холодной прокаткой до ■- 60 и ▲ -90%

Таблица 3.14

Изменение коэффициента анизотропии модуля сдвига сплава Ti-5Al-2V с деформацией холодной прокаткой

Коэффициент анизотропии					
Степень деформации прокаткой, %					
0	20	40	60	80	90
0,116	0,133	0,123	0,142	0,126	0,224

По формуле $\nu = \frac{E}{2G} - 1$ рассчитали анизотропию коэффициента Пуассона для исследуемых листов сплава (табл. 3.15). На рисунке 3.23 результаты расчета приведены для наиболее характерных деформаций.

Анизотропия коэффициента Пуассона листов сплава Ti-5Al-2V выражена еще более резко, чем для модуля сдвига. По характеру она противоположна анизотропии и модуля Юнга, и модуля сдвига. Максимальное значение коэффициент Пуассона

принимает в НП, а минимальное - в ПН. Под влиянием деформации холодной прокаткой коэффициент Пуассона меняется в значительных пределах. Если в НП коэффициент Пуассона в зависимости от степени деформации колеблется в пределах 14-16%, то в ПН он резко уменьшается с увеличением степени деформации. При высоких степенях деформации (80-90%) коэффициент Пуассона снижается до очень малых величин.

Таблица 3.15

Анизотропия коэффициента Пуассона листов Ti-5Al-2V после деформации прямой холодной прокаткой до различных степеней деформации

Угол α , НП, град.	Коэффициент Пуассона					
	Степень деформации прямой холодной прокаткой, %					
	0	20	40	60	80	90
0	0,137	0,142	0,134	0,138	0,142	0,161
15	0,134	0,138	0,132	0,134	0,138	0,152
30	0,126	0,126	0,125	0,122	0,128	0,125
45	0,114	0,110	0,115	0,104	0,112	0,086
60	0,101	0,093	0,103	0,083	0,095	0,044
75	0,090	0,080	0,093	0,067	0,081	0,0114
90	0,086	0,075	0,089	0,061	0,076	0,001

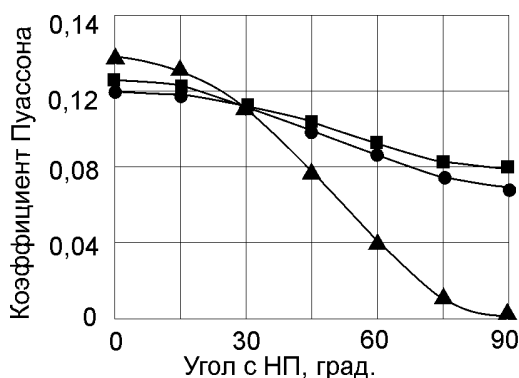


Рис.3.23. Анизотропия коэффициента Пуассона
 ● -исходных листов сплава Ti-5Al-2V
 и деформированных холодной прокаткой
 до ■ - 60 и ▲ - 90%

Резкое уменьшение коэффициента Пуассона до отрицательных значений наблюдали для некоторых направлений в монокристаллах кубической системы и в поликристаллическом материале [154]. Этот факт авторы связали с развитием в

поликристаллах особой текстуры, при которой при растяжении листов деформация в значительной степени обусловлена поворотом кристаллов, который приводит к геометрическому увеличению размеров кристаллов в поперечном растяжению направлении.

Для сплава Ti-5Al-2V построили номограмму значений модуля Юнга в различных направлениях монокристалла, которая приведена на рисунке 3.24 в сравнении с номограммой для сплава Ti-3Al-1,5V.

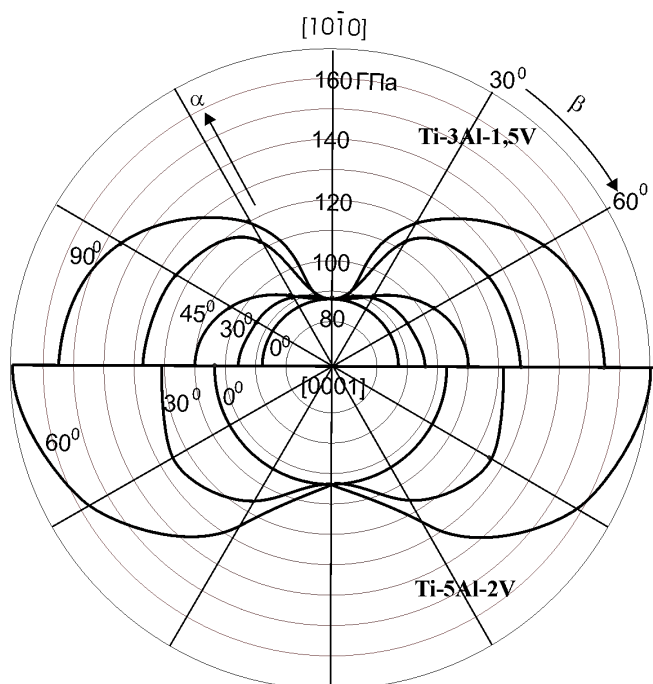


Рис. 3.24. Номограмма определения значений модуля Юнга в произвольном направлении монокристаллов сплавов титана.

3.4. Текстурное упрочнение листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V в результате деформации холодной прокаткой.

В качестве характеристики, дающей возможность оценить уровень текстурного упрочнения или разупрочнения, использовали данные по измерению микротвердости сплавов.

Методы измерения микротвердости материалов прочно вошли в практику контроля качества и проведения научных исследований.. Из результатов многочисленных исследований следует, что микротвердость материала зависит от его кристаллической структуры и связана со многими механическими и физическими характеристиками: с пределами текучести, прочности, усталости, с

ползучестью и длительной прочностью, сжимаемостью. Измерение микротвердости является простым, но высокочувствительным методом исследования механизма пластической деформации, старения, наклепа, возврата, рекристаллизации и других фазовых и структурных превращений.

Процесс измерения микротвердости сводится к микродеформации шлифованной поверхности образца при помощи индентора, который вдавливаются в зерно при помощи внешней нагрузки.

Глубина, а, следовательно, и линейные размеры отпечатка определяются активностью действующих в кристалле систем деформации, которые, в свою очередь, зависят от свойств кристаллографической плоскости, в которую вдавливаются индентер, а также от плотности и характера распределения дислокаций по различным направлениям в исследуемом объекте [190]. Поэтому различают "твердые плоскости" и "мягкие". В гексагональных кристаллах "твердой" плоскостью является плоскость базиса (0001), а "мягкой" - плоскость призмы ($10\bar{1}0$). Неоднородность распределения дефектов по плоскости листа и по его сечениям также связана с распределением в поликристалле отдельных элементов, т.е. с текстурой. В работе [191] установлена четкая корреляция между кристаллографической текстурой и распределением дефектов по различным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Это дало право утверждать, что помимо текстуры кристаллографической, в поликристаллах существует и "текстура дефектная". Причем "текстура дефектная" связана с текстурой кристаллографической.

Как уже отмечалось ранее, анизотропия свойств поликристаллов, вызванная текстурой, может быть использована как дополнительный фактор, существенно улучшающий характеристики прочности, упругих свойств в том или ином направлении. В зависимости от типа напряженно-деформированного состояния различные текстуры могут приводить либо к упрочнению металлических изделий, либо к их разупрочнению. В качестве примера можно привести сферические сосуды высокого внутреннего давления и трубы. В случае сбалансированного двухосного напряженно-деформированного состояния (оболочки, сосуды высокого внутреннего

давления) базисная текстура является упрочняющим фактором, а в случае несбалансированного двухосного напряженно-деформированного состояния эта же текстура может служить и разупрочняющим фактором.

Для оценки уровня упрочнения, вызванного текстурой при двухосном напряженно-деформированном состоянии, вводится характеристика, называемая коэффициентом текстурного упрочнения (K_{\perp}), который связан с микротвердостью формулой:

$$K_{\perp} = \frac{H_{НН} - \frac{1}{2}(\dot{I}_{\dot{H}} + \dot{I}_{\dot{H}})}{\dot{I}_{\dot{H}}}, \text{ где } H_{НН}, H_{НП}, H_{ПН} - \text{микротвердости в плоскости листа}$$

НП-ПН, в плоскости НН-ПН и в плоскости НН-НП, соответственно.

В таблице 3.16 приведены результаты измерений микротвердости во взаимно перпендикулярных направлениях в листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V для различных степеней деформации холодной прокаткой, а на рисунке 3.25 эти результаты приведены графически.

Таблица 3.16

Значения микротвердости и коэффициента относительного упрочнения в различных направлениях листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V для различных степеней деформации холодной прокаткой.

Сплав	Степень деформации, %	Микротвердость, $H \times 10^6 \frac{H}{i^2}$			
		НН	НП	ПН	Коэфф., K_{\perp}
Ti-3Al-1,5V	0	2764	2350	2423	0,136
	20	2880	2461	2556	0,128
	40	3087	2588	2690	0,145
	60	3290	2740	2850	0,150
	80	3391	2790	2970	0,150
	90	3410	2800	2980	0,152
Ti-5Al-2V	0	3069	2700	2856	0,086
	20	3445	2827	3081	0,142
	40	3476	2949	3167	0,120
	60	3500	3089	3307	0,084
	80	3920	3198	3688	0,130
	90	3935	3229	3719	0,124

В исходном состоянии микротвердость листов сплава Ti-5Al-2V значительно выше, чем сплава Ti-3Al-1,5V, что отражает их общие характеристики. Для обоих сплавов микротвердость в НН выше, чем в направлениях НП и ПН. Это объясняется тем, что "твердой компоненты" в плоскости прокатки в исходном состоянии значительно больше, чем в перпендикулярных ей плоскостях.

С повышением степени деформации в листах сплава Ti-3Al-1,5V наблюдается монотонный рост микротвердости по всем трем направлениям. В области деформаций 20-80% рост этой характеристики наблюдается более интенсивный, чем на более ранних стадиях деформации, а в области высоких деформаций (80-90%) увеличение микротвердости замедляется для всех направлений, стремясь к насыщению.

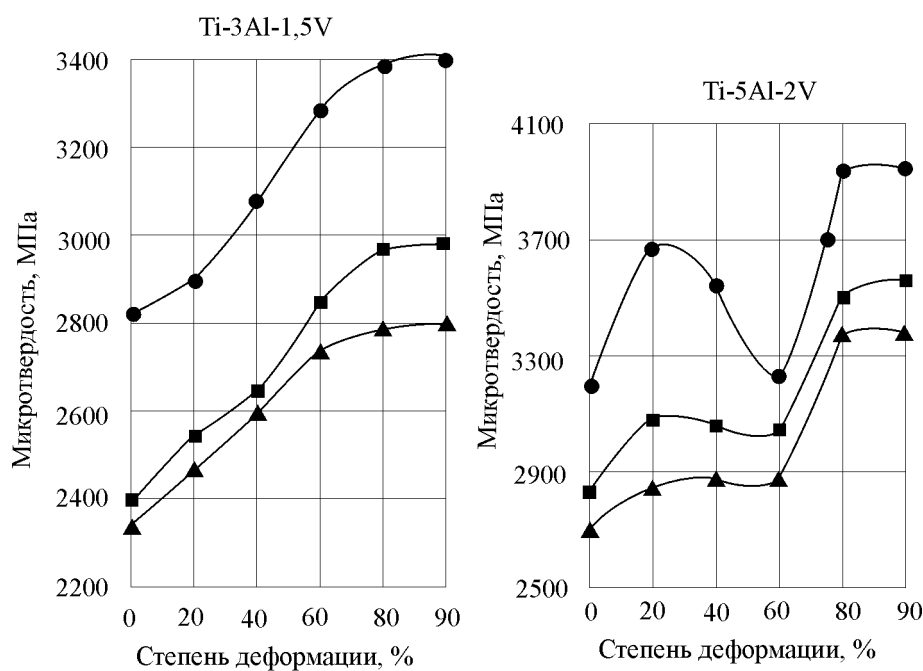


Рис.3.25. Зависимость микротвердости листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V в ●- НН, ■- НП, ▲- ПН от степени деформации прямой холодной прокаткой

Для листов сплава Ti-5Al-2V ход кривых зависимости микротвердости от степени деформации холодной прокаткой несколько иной, чем для сплава Ti-3Al-1,5V. Вначале для малых степеней деформаций (0-20%) наблюдаем рост значений микротвердостей для всех направлений. В направлении НН скорость роста микротвердости выше, чем в ПН и НП. Далее, для степеней деформаций 20-40%

рост $H_{НП}$ замедляется, а значения $H_{НН}$ остаются на одном уровне ~ 3500 МПа в области деформаций 40-60%. В ПН микротвердость листов сплава Ti-5Al-2V монотонно растет с повышением степени деформации прокаткой.

Рост $H_{НН}$ в области малых деформаций (до 20%) связан, очевидно, с явлением наклепа при деформации прокаткой. Далее в листах сплава Ti-3Al-1,5V возникает и развивается при последующей прокатке текстура, которая характеризуется двумя сильными ориентировками с отклонением базисных полюсов от НН в двух взаимно перпендикулярных направлениях. В результате текстуру можно считать приблизительно "кольцевого типа" с высоким содержанием "твердой компоненты". Поэтому монотонный рост микротвердости в этом направлении обусловлен, в основном, накоплением дефектов в поверхностных слоях листов, т.е. наклепом. В плоскостях по сечению листов плоскостями (НН-НП) и (НН-ПН) с увеличением степени деформации холодной прокаткой уменьшается содержание "мягкой компоненты" примерно в одинаковой степени в соответствии с развитием двух отклоненных во взаимно перпендикулярных направлениях компонент. Поэтому $H_{НП}$ и $H_{ПН}$ растут со степенью деформации практически одинаково.

В листах сплава Ti-5Al-2V рост микротвердости в НН при малых (0-20%) деформациях определяется, главным образом, наклепом поверхностных слоев листа. Однако при деформациях 20-60% в листах развивается текстура с интенсивной отклоненной компонентой, что приводит к уменьшению содержания в текстуре "твердой компоненты" и отсутствию роста $H_{НН}$ в этой области деформаций. В НП при деформациях 40-80% уменьшается содержание "мягкой компоненты" ($10\bar{1}0$), что выражается в росте микротвердости. В ПН увеличение микротвердости приходится на деформации, при которых образуется и активно развивается ориентировка с отклонением базисных полюсов в ПН. На рисунке 3.26 приведено изменение относительного коэффициента текстурного упрочнения листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V в исходном состоянии и после деформации холодной прокаткой.

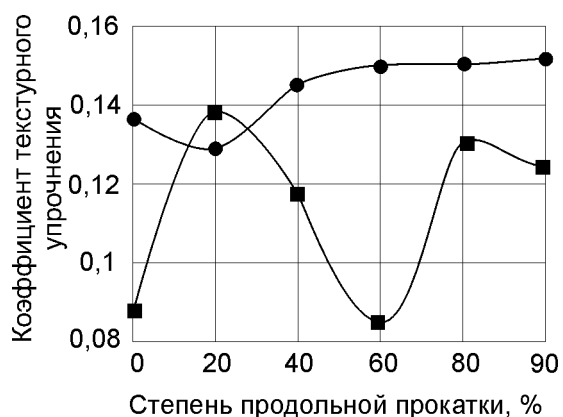


Рис.3.26. Зависимость коэффициента относительного (текстурного) упрочнения листов сплавов ●-Ti-3Al-1,5V и ■-Ti-5Al-2V от степени продольной прокатки

K_{\perp} листов сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии и после прокатки 40-90% лежит в пределах 0,136- 0,152. Некоторое падение K_{\perp} наблюдали в области малых деформаций. В [192] подобный эффект назвали явлением атермического разупрочнения (ЯАР) и объясняют развитием в деформируемом материале множественного скольжения [193]. В области деформаций 40-90% K_{\perp} изменяется незначительно. Но здесь и текстура меняется не столь значительно, как на начальных стадиях деформации.

В сплаве Ti-5Al-2V изменение K_{\perp} носит немонотонный характер. На начальных стадиях формирования текстуры прокатки (до 20% обжатия) протекает интенсивный рост K_{\perp} . Деформации от 20 до 60% соответствует резкое снижение K_{\perp} . Далее K_{\perp} растет до некоторых стабильных значений. В α -сплавах титана разупрочнение при деформации возможно не только за счет активизации легких систем скольжения, но и за счет реализации ротационных механизмов пластической деформации [194-196].

Атермическое разупрочнение, очевидно, связано еще и с некоторыми особенностями развития текстуры, а именно- с нарушением симметрии текстуры, увеличением рассеяния базисных полюсов, неоднородностью текстуры по сечению и в плоскости листов, других эффектов, которые мы в данной работе не затрагивали.

Характер изменения микротвердости в исследуемых сплавах согласуется с зависимостью коэффициента относительного упрочнения от степени деформации холодной прокаткой. Так, например, величина коэффициента относительного упрочнения листов сплава Ti-5Al-2V уменьшается в области обжатий 20-60%

вследствие уменьшения базисной составляющей текстуры. Влияет также и перестройка дислокационной структуры. При дальнейшей прокатке наблюдается достаточно быстрый рост плотности дислокаций [197], что приводит к резкому увеличению микротвердости по всем направлениям K_{\perp} тоже увеличивается до 0,125 при 80% деформации. Здесь играет роль и структурный фактор, и увеличение доли базисной компоненты текстуры.

В целом можно отметить сложный характер зависимости микротвердости листов, а, следовательно, и их прочности от степени деформации сплавов холодной прокаткой.

В заключении следует отметить, что листы сплава Ti-3Al-1,5V уже в исходном состоянии обладают низкой анизотропией свойств и достаточным значением K_{\perp} . Листы с такими характеристиками могут быть эффективно использованы в конструкциях, эксплуатируемых в условиях сбалансированного напряженно-деформированного состояния.

Листы сплава Ti-5Al-2V обладают высокой анизотропией свойств в исходном состоянии после деформации прокаткой при всех степенях деформаций. K_{\perp} листов невысокий. Поэтому использование полуфабрикатов из этого сплава для получения изделий глубокой вытяжкой и, работающих в условиях двухосного сбалансированного напряженно-деформированного состояния, со стороны текстуры не является целесообразным, хотя для изделий, эксплуатируемых в условиях несбалансированного двухосного напряженно-деформированного состояния (трубы со сварным швом) "эффект текстуры" может быть достаточно значительным.

3.5. Кристаллографический механизм деформации листов сплавов

Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V при холодной прокатке

Сравнение ПФ сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V показывает, что главное отличие в текстурообразовании в листах при прямой прокатке проявляется при средних и высоких степенях деформаций. Если деформация прокаткой в обоих сплавах на этапе 0-20% формирует в сплавах практически однотипную текстуру, то

средние деформации 40- 60% приводят к образованию и развитию в листах сплава Ti-3Al-1,5V- текстуры "типа цинк"+"типа титан", а в листах сплава Ti-5Al-2V устойчиво развивается текстура "типа цинка". При высоких степенях деформаций в листах Ti-3Al-1,5V интенсивность ориентировок "типа титан" и "типа цинк" несколько увеличивается, сохраняя примерно одинаковое соотношение между собой, в листах сплава Ti-5Al-2V компонента "типа цинка" исчезает, а компонента "типа титана" усиливается при сохранении достаточно сильной базисной центрального типа компоненты.

Механизм текстурообразования в листах чистого титана VT1-0 достаточно полно изучен и описан в работах [196-200]. В таблице 3.17 приведены системы скольжения, которые могут быть активизированы в ГПУ структурах при деформации растяжением и сжатием [201]. На рисунке 3.27 приведены возможные системы скольжения для титановых сплавов.

Таблица 3.17

Системы скольжения в ГПУ металлах

Плоскость скольжения	Направление скольжения	Число систем скольжения	
		общее	независимых
Базисное $\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3	2
Призматическое $\{10\bar{1}0\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3	2
Пирамидальное $\{10\bar{1}1\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	6	4
Пирамидальное $\{11\bar{2}2\}$	$\langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$	6	5

Деформация в листах титана в основном реализуется за счет скольжения в плоскости базиса по направлениям, отвечающим наиболее плотной упаковке атомов. Таким направлением является направление $\langle 11\bar{2}0 \rangle$.

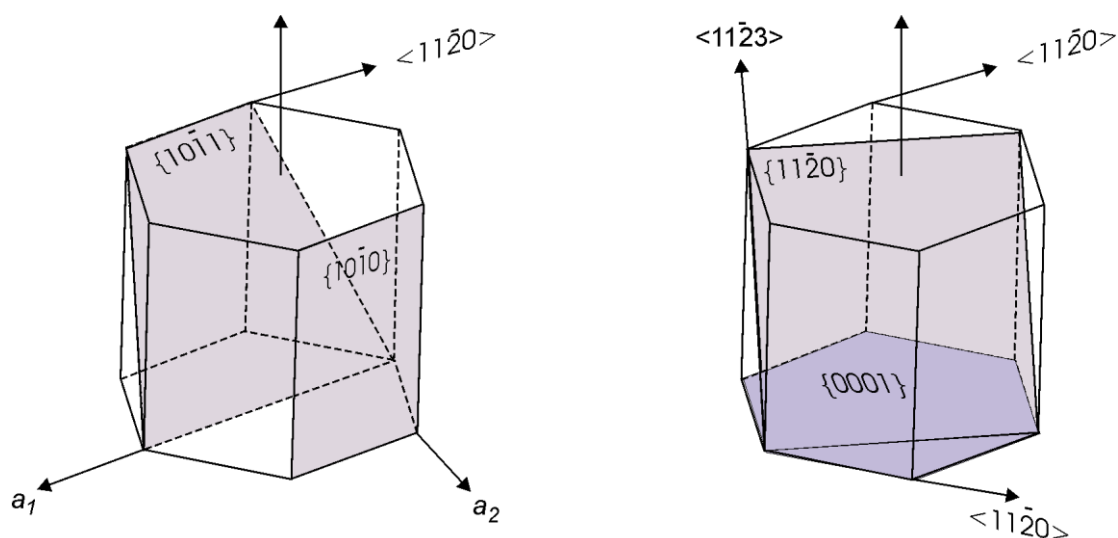


Рис.3.27. Схемы возможных систем скольжения для сплавов титана

Далее включаются скольжения в направлении $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ по плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ и $\{10\bar{1}1\}$. В [101] считают, что реализация систем скольжения $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$ при холодной прокатке равновероятны. В [200] считают, что на начальных стадиях деформации прокаткой реализация системы $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ более предпочтительна, чем $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Этот факт авторы объясняют тем, что за счет размножения дислокаций в зоне скольжения критические напряжения сдвига по системе $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (~ 10 МПа) оказываются ниже, чем по системе $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (~ 80 МПа).

Влияние легирования алюминием и ванадием на механизм пластической деформации α - титановых сплавов при прокатке подробно изучен в работах Совковой Т.С. [202]. Ею был изучен ряд экспериментальных сплавов системы Ti-Al-V с содержанием алюминия в пределах 2-4% и ванадия 0,5-2,5%, которые обрабатывали по схеме, приближенной к промышленной (теплая прокатка с последующим рекристаллизационным вакуумным отжигом + холодная прокатка до различных степеней деформаций). Было показано, что легирование титана алюминием существенно изменяет соотношение между величинами критических сдвиговых напряжений для скольжений по системам $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$. При малых количествах алюминия ($\sim 1\%$) это соотношение увеличивается до 7, а при

содержании алюминия $\sim 2,5-4\%$ оно уменьшается до 2. По схеме Совковой ванадий уменьшает склонность сплавов к скольжению, увеличивая величины критических сдвиговых напряжений по всем системам скольжения. В целом, в зависимости от реализации той или иной системы скольжения в листах сплавов системы Ti-Al-V при деформации холодной прокаткой возможно возникновение и развитие трех типов текстур: текстуры центрального базисного типа, которая характеризуется максимумом полюсной плотности в центре ПФ с рассеянием в ПН, типичной для чистого магния; базисной текстуры с отклонением полюсов $[0001]$ в ПН на угол α_1 , типичной для текстуры листов чистых титана и циркония; базисной текстуры с отклонением полюсов $[0001]$ в НП на угол α_2 , типичной для текстуры листов цинка и кадмия. В зависимости от условий деформации прокаткой указанные текстуры могут появляться в сочетаниях друг с другом и испытывать превращения одну в другую. Базисная центрального типа текстура образуется обычно в результате скольжения по системе $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$. К такой текстуре приводит прокатка при повышенной температуре. Именно базисную центрального типа текстуру мы наблюдали в исходных листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V, заключительным этапом в производстве которых была теплая прокатка и вакуумный отжиг.

Скольжение по системе $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ реализует текстуру с отклонением базисных полюсов в НП. Эта текстура $(0001)\pm\alpha_2$ НП-НП нетипична для чистого титана.

Двойникование в ориентационных процессах под влиянием деформации может играть роль более существенную, чем скольжение, что должно сказываться на характеристиках текстуры поликристаллов.

Рассмотрим роль двойникования в процессе текстурообразования в листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V при прямой холодной прокатке. Как отмечалось ранее [37], в гексагональных металлах возможно двойникование по шести системам: $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$, $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$, $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$, $\{10\bar{1}3\}\langle uviv\rangle$ и $\{30\bar{3}4\}\langle uviv\rangle$. На рисунке 3.28 схематически изображены приведенные системы двойникования.

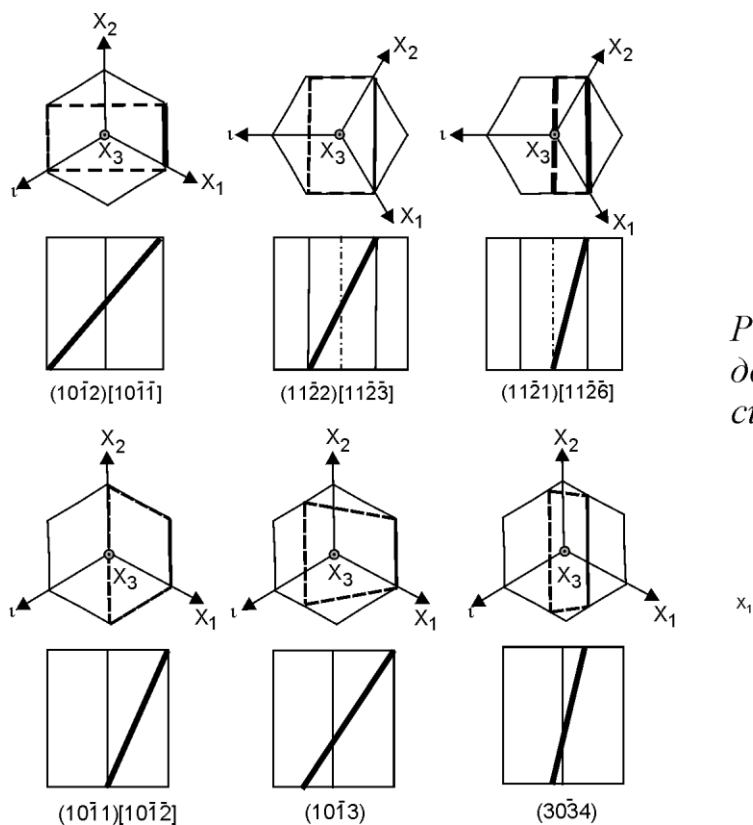


Рис.3.28. Возможные системы двойникования в гексагональных системах

Проведя рассуждения, аналогичные обсуждению рисунка 2, определили условия образования двойников растяжения или сжатия при реализации той или иной системы двойникования в гексагональных кристаллах.

Плоскостью сдвига для систем двойникования $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}\bar{1}\}$, $\{11\bar{2}1\}\{11\bar{2}\bar{6}\}$, $\{10\bar{1}3\}\langle uviv \rangle$ и $\{30\bar{3}4\}\langle uviv \rangle$ является плоскость $(1\bar{1}00)$. Для систем двойникования $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}\bar{2}\}$, $\{11\bar{2}2\}\{11\bar{2}\bar{3}\}$ такой плоскостью является $(12\bar{1}0)$.

Из таблицы 3.18 следует, что двойникование по приведенным системам определяется видом напряженно-деформированного состояния ГПУ металлов. Одни системы предпочтительно реализуются при деформациях сжатием, другие — растяжением. Система двойникования $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}\bar{1}\}$ при сжатии может реализоваться только в гексагональных металлах и сплавах с $c/a > 1,73$, т.е. в цинке, кадмии и их сплавах.

Характеристики систем двойникования в текстурах гексагональных металлов и сплавов и условия их реализации

Система двойникования	Плоскость сдвига	Отношение c/a для реализации двойникования		Угол отклонения оси c от центра ПФ, град. для сплавов	
		Двойники растяжения	Двойники сжатия	Ti-3Al-1,5V	Ti-5Al-2V
$\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$	$(1\bar{1}00)$	$c/a < 1,73$	$c/a > 1,73$	47,44	47,42
$\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	$(12\bar{1}0)$	$c/a < 1$	$c/a > 1$	32,16	32,14
$\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$	$(12\bar{1}0)$	$c/a < 0,87$	$c/a > 0,87$	28,57	28,55
$\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$	$(1\bar{1}00)$	$c/a < 0,5$	$c/a > 0,5$	17,45	17,44
$\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{i}w\rangle$	$(1\bar{1}00)$	$c/a < 1,275$	$c/a > 1,275$	15,23	15,22
$\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{i}w\rangle$	$(1\bar{1}00)$	$c/a < 0,75$	$c/a > 0,75$	5,18	5,18

В группе титановых сплавов, для которых c/a всегда меньше 1,63, образование двойников сжатия при реализации системы системы $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$ невозможно. Однако двойники растяжения при реализации этой системы могут образовываться в сплавах титана, циркония, магния. Двойники сжатия в случае реализации системы $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$ образуются практически во всех гексагональных металлах и сплавах. При реализации систем двойникования $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$, $\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{i}w\rangle$, $\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{i}w\rangle$ двойники при растяжении не образуются, однако могут образоваться при сжатии. Учитывая величины углов, на которые отклоняются двойники от первоначального положения оси c , выгоднее реализация системы двойникования $\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{i}w\rangle$, а также систем $\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{i}w\rangle$ и $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$, которые соответствуют минимальным углам отклонения.

Оценим механизм деформации изученных сплавов. В данной работе деформация прокаткой исследуемых сплавов проводилась малыми (0,1-0,3мм) за один проход обжатиями. В этом случае деформация сжатием значительно больше деформации растяжением (рис.3.29).

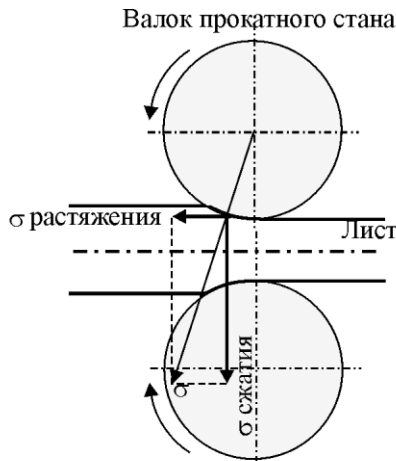


Рис.3.29. Схема напряженного состояния листа при прокатке

По мере роста суммарной степени деформации составляющая сжатия уменьшается, а составляющая растяжения увеличивается. Поэтому при высоких степенях деформации возможно двойникование и по системе $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$.

Активность различных систем скольжения и двойникования

существенно зависит не от общей степени деформации, а от величины деформации за один проход. На рисунке 3.30 приведены графики такой зависимости для гексагональных структур с c/a , близким к 1,62 [203].

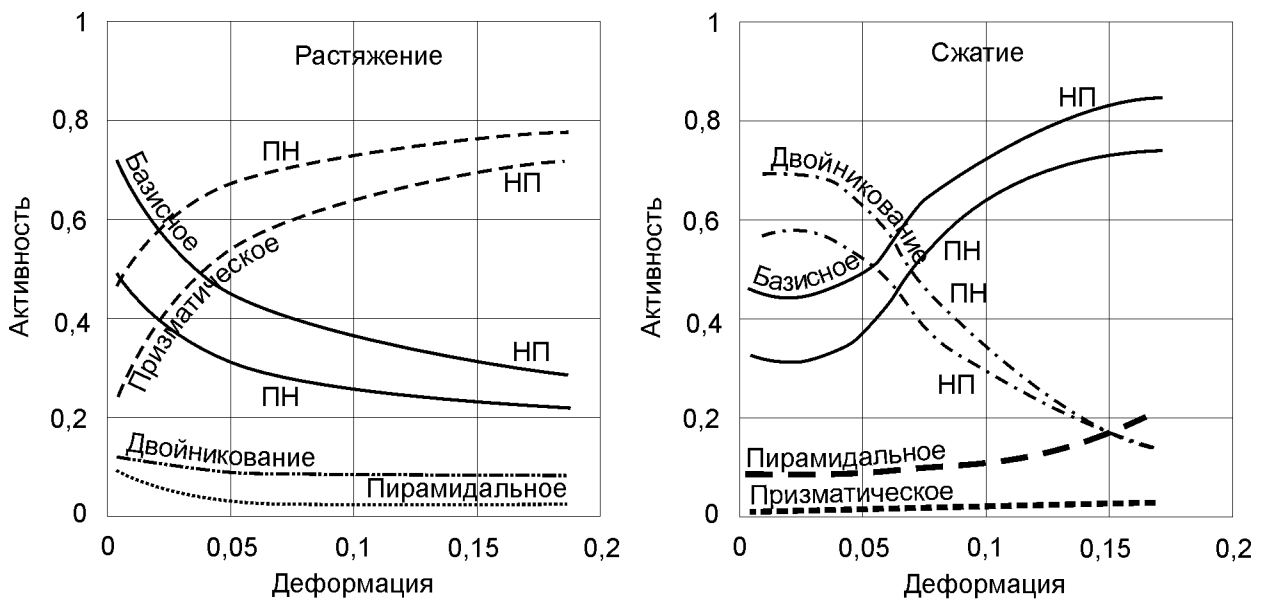


Рис.3.30. Активность систем скольжения и двойникования гексагонального сплава с $c/a \sim 1,62$ в зависимости от интенсивности деформации

При деформации прокаткой малыми обжатиями компонента сжатия сохраняется высокой. Это способствует в соответствии с рис. 3.30 активизации базисного и пирамидального скольжения. Реализация пирамидального скольжения в направлениях $\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$ при деформации холодной прокаткой $\sim 20\%$ сплавов системы

Ti-Al-V отмечается в работе [202]. Этот механизм формирует на ПФ (0002) этих сплавов максимумы полюсной плотности на оси НП в областях $15-22^\circ$ от НН.

При увеличении числа проходов при прокатке степень деформации за каждый последующий проход увеличивается, что способствует увеличению компоненты растяжения и активизации призматического скольжения (рис.3.30). Т.е. пластическая деформация путем базисного и пирамидального скольжения при повышении степени деформации должна смениться призматическим скольжением. Механизм пластической деформации путем призматического скольжения способствует развитию компонент с отклонением полюсов [0001] в НП и ПН [96]. Такое развитие текстуры мы наблюдаем в сплаве Ti-3Al-1,5V.

Наряду с механизмами деформации, связанными со скольжением, на формирование текстуры оказывают влияние также и процессы двойникования. В исследуемых сплавах, деформируемых малыми обжатиями, как отмечалось, компонента сжатия остается высокой, что соответствует достаточно высокой активности систем двойникования (рис.3.30). В соответствии с таблицей 3.18 наиболее вероятным является двойникование по системам: $\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{v}w\rangle$, $\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{v}w\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$. При реализации этих систем углы отклонения двойников от первоначального положения оси с небольшие и это обеспечивает появление и развитие на ПФ компонент "типа цинка" и "типа титана" на небольших угловых расстояниях от НН. Достаточно большая степень рассеяния ПФ свидетельствует и о том, что в процесс деформации включаются и другие системы двойникования, которым соответствуют бо'льшие углы отклонения двойников. С повышением общей степени прокатки, когда за каждый последующий проход степень деформации постоянно увеличивается, существенную роль начинает играть ротягивающая компонента деформации. В этом случае на процесс двойникования накладывается противоположный процесс раздвойникования [203-205], что должно способствовать сохранению базисной компоненты в процессе текстурных превращений.

Кристаллография процесса раздвойникования подобна процессу двойникования, хотя зародышеобразования в этом случае не требуется. Т.е. напряжение, требуемое

для раздвойниковогоания, меньше напряжения зародышеобразования при двойниковании, но больше, чем при росте двойников [201]. Облегченность процесса раздвойниковогоания объясняется высокой подвижностью дислокаций [206]. Металлографически двойники в изученных сплавах проявляются слабо, что свидетельствует в пользу процесса раздвойниковогоания, разрушающего уже образовавшиеся двойники. Между процессами двойникования и раздвойниковогоания устанавливается динамическое равновесие, что обеспечивает стабильность текстуры при высоких степенях деформаций.

Итак, в сплаве Ti-3Al-1,5V формирование текстуры осуществляется на начальных стадиях за счет преимущественно базисного, а также пирамидального скольжения. При повышении степени деформации текстура листов Ti-3Al-1,5V развивается за счет призматического скольжения и множественного двойникования, которые способствуют развитию компонент "типа цинка" и "типа титана". При дальнейшем повышении степени деформации включается процесс раздвойниковогоания, способствующий сохранению базисной компоненты наряду с появившимися новыми ориентировками "типа цинка" и "типа титана".

Исходные листы сплава Ti-5Al-2V в отличие от исходных листов Ti-3Al-1,5V имели бо'льшую толщину, поэтому степень деформации за каждый последующий проход при прокатке была меньшей и поэтому компонента растяжения в сплаве Ti-5Al-2V играет меньшую роль. Таким образом, формирование конечной текстуры в листах сплава Ti-5Al-2V, включающей базисную компоненту и ориентировку "типа титана", осуществляется за счет базисного скольжения и двойникования. Двойникование в этом случае реализуется по системам с большими углами отклонения двойников от первоначального положения оси c (система $\{1\bar{1}\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$). В соответствии с [202] именно такая система способствует развитию компоненты "типа титана". Достаточно большая степень рассеяния ПФ свидетельствует о том, что в сплаве Ti-5Al-2V, как и в Ti-3Al-1,5V, в процесс деформации включаются и другие системы двойникования.

3.6. Выводы

1. Текстуры исходных листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V характеризуются в основном базисной компонентой $(0001)[10\bar{1}0]$. Холодная прокатка до 20% формирует в листах обоих сплавов наряду с базисной компонентой текстуру "типа цинка" $\{(0001)\pm\alpha_2\dot{II} - \dot{II}\}$. С увеличением степени деформации текстурные превращения в изученных сплавах протекают по различным схемам.

В сплаве Ti-3Al-1,5V с повышением степени деформации до 40-60% наряду с ориентировкой "типа цинка" развивается ориентировка "типа титана" $\{(0001)\pm\alpha_1\dot{II} - \dot{II}\}$. Окончательная текстура характеризуется суммой ориентировок $(0001)[10\bar{1}0] + \{(0001)\pm\alpha_2\dot{II} - \dot{II}\} + \{(0001)\pm\alpha_1\dot{II} - \dot{II}\}$.

В сплаве Ti-5Al-2V с повышением степени деформации до 40-60% продолжает развиваться ориентировка "типа цинка", а при более высоких степенях деформации развитие этой ориентировки подавляется развитием компоненты "типа титана" при сохранении базисной компоненты. Окончательная текстура характеризуется суммой ориентировок $(0001)[10\bar{1}0] + \{(0001)\pm\alpha_1\dot{II} - \dot{II}\}$.

2. Формирование текстуры холодной прокатки в листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V на начальных стадиях осуществляется за счет базисного и пирамидального скольжения. При повышении степени деформации наблюдаемые текстурные превращения обеспечиваются за счет призматического скольжения и множественного двойникования по системам $\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{i}w\rangle$, $\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{i}w\rangle$, $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$. При высоких степенях деформации включается процесс раздвойникования, способствующий сохранению базисной компоненты. В листах сплава Ti-5Al-2V формирование конечной текстуры проходит за счет высокой активности базисного скольжения и роста активности двойникования по системе $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$.

3. Для исследуемых сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V определены значения интегральных характеристик текстуры (ИХТ) исходных листов и подвергнутых холодной прокатке до 20-90%. ИХТ рассчитали из распределения полюсной плотности $[0001]$. Характер соотношений между ИХТ деформированных сплавов

отличается от таких соотношений для чистого титана, отражая особенности формирования текстуры в сплавах и наблюдаемые текстурные превращения.

4. С помощью ИХТ рассчитали статистические углы наклона гексагональной призмы к плоскости прокатки листов исследуемых сплавов. В соответствии с текстурными превращениями при деформации прокаткой величина угла для сплава Ti-3Al-1,5V изменяется от ~ 16 до 20° . Для сплава Ti-5Al-2V величина этого угла меняется в пределах $20-27^\circ$. Статистические углы отражают вклад в текстуру всех возможных ориентировок, результат их взаимодействия и поэтому содержат информацию об анизотропии текстурированного листового поликристалла.

5. Изучена анизотропия модуля Юнга титановых сплавов. Исходные листы сплава Ti-3Al-1,5V характеризуются небольшой анизотропией $\sim 2,3\%$. Холодная прокатка уже на малых обжатиях (20%) увеличивает коэффициент анизотропии до 5,4%. Деформации 90% отвечает коэффициент анизотропии, равный 10%.

Листы сплава Ti-5Al-2V уже в исходном состоянии характеризуются высокой степенью анизотропии: 7,4%. С увеличением степени деформации коэффициент анизотропии изменяется до 10,1%.

Для изученных сплавов изменение коэффициентов анизотропии в зависимости от степени деформации находится в полном соответствии с изменением ответственного за анизотропию статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости прокатки.

6. Оценена возможность применения монокристалльных констант податливости чистого титана для расчета анизотропии модуля Юнга титановых сплавов. Получили, что экспериментальная и теоретическая анизотропии не согласуются, т.е. для расчета свойств сплавов некорректно использовать монокристалльные характеристики чистого металла.

7. Разработан расчетный метод определения монокристалльных характеристик сплава без выращивания для этой цели монокристалла сплава. При расчете компонент тензора податливости монокристаллов титановых сплавов использовали определенные экспериментально ИХТ и результаты Фурье-анализа экспериментальной анизотропии модуля Юнга. Апробирована возможность

применения монокристалльных характеристик сплавов для теоретического расчета анизотропии модуля Юнга. Теоретические кривые, полученные с использованием этих констант, показали хорошее совпадение с кривыми, полученными экспериментально. Это позволяет аналитически определять упругие свойства текстурованных объектов в любых заданных направлениях, в том числе трудноизмеримых.

8. Значения монокристалльных характеристик сплавов использовали для расчета модуля Юнга в нормальном к листу направлении, труднодоступном для непосредственного измерения. Получили, что для сплава Ti-3Al-1,5V E_{HH} уже в исходном состоянии выше, чем в НП и ПН. С повышением степени деформации прокаткой E_{HH} растет, а затем уменьшается до начальной величины. Для сплава Ti-5Al-2V E_{HH} в исходном состоянии меньше, чем в НП и ПН. С увеличением степени деформации E_{HH} увеличивается.

9. Значения монокристалльных характеристик использовали для расчета анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона. Листы титановых сплавов характеризуются выраженной анизотропией этих свойств. Для исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V коэффициенты анизотропии для модуля сдвига и коэффициента Пуассона составили 10 и 25%, соответственно, а для сплава Ti-5Al-2V: 11,6 и 37%, соответственно.

10. Измерениями микротвердости в НН, НП, ПН оценили текстурное упрочнение листов сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V. Коэффициент текстурного упрочнения (K_{\perp}) листов сплава Ti-3Al-1,5V меняется в пределах 0,136-0,152, увеличиваясь с ростом степени деформации на 12%. Листы сплава Ti-5Al-2V характеризуются низкими значениями K_{\perp} в пределах 0,086-0,138. Зависимость K_{\perp} от степени деформации для этого сплава носит немонотонный характер.

11. Листы сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии обладают низкой анизотропией упругих свойств, достаточно высокими значениями E_{HH} и K_{\perp} . Такие листы могут быть эффективно использованы в элементах конструкций, работающих в условиях двухосного сбалансированного напряженно-деформированного состояния (оболочки, сферические сосуды высокого внутреннего давления). При

одноосных нагрузках предпочтительно использовать ПН листов, деформированных холодной прокаткой до высоких степеней деформации.

Листы сплава Ti-5Al-2V обладают высокой анизотропией свойств в исходном состоянии и после деформации прокаткой. Поэтому использование листов этого сплава для получения изделий глубокой вытяжкой и, работающих в условиях двухосного сбалансированного напряженно-деформированного состояния, со стороны текстуры не является целесообразным, хотя для изделий, эксплуатируемых в условиях несбалансированного двухосного напряженно-деформированного состояния (трубы со сварным швом), "эффект текстуры" может быть достаточно значительным.

4. Направленное изменение текстуры и анизотропии свойств листов α -титановых сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V.

Управление текстурой и обусловленной ею анизотропией физико-механических свойств является одной из главных задач современного металловедения. Разработка технологий, позволяющих создавать в листах оптимальную текстуру, может служить важным резервом улучшения свойств изделий по многим параметрам. Такие технологические процессы обычно включают в себя комбинацию различных видов пластической деформации и термообработки.

В [207-209] показано, что прочностные характеристики изделий из α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, например, сферических сосудов высокого внутреннего давления, могут быть существенно улучшены за счет создания в них текстуры с высокой интенсивностью базисной компоненты, обеспечивающей изотропность свойств в направлениях, касательных к поверхности. Усиление базисной ориентировки в текстуре α -титановых сплавов может быть получено в результате комбинаций прямой и поперечной прокатки [210-212], для которых характер анизотропии после прямой прокатки определяется в основном второй гармоникой ее Фурье-представления. Поэтому можно ожидать, что изменение направления прокатки на $\frac{\pi}{2}$ должно подавить эту гармонику, что в результате вначале приведет к уменьшению анизотропии свойств в плоскости листов [157,159], а затем – к развитию другой по характеру анизотропии свойств. Эти соображения определили цель и содержание данного раздела.

Исходные листы сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V (первая партия образцов), а также листы этих сплавов, предварительно прокатанные при комнатной температуре в продольном направлении до 20 (вторая партия) и 40% (третья партия), прокатывали дополнительно в поперечном направлении. Листы Ti-3Al-1,5V прокатывали до 10, 20, 40 и 50% обжатия. Суммарные обжатия холодной прокаткой составили при этом для второй партии образцов 28, 36, 50 и 60% , а для третьей партии 46, 52, 65 и 70%. Листы сплава Ti-5Al-2V, которые в исходном состоянии

имели большую толщину, подвергали поперечной прокатке до 15, 30, 45 и 60%. Суммарные обжатия при этом составили 32, 44, 56, 68% для второй партии образцов сплава Ti-5Al-2V. Для третьей партии суммарные обжатия равны 49, 58, 67, 76%.

Далее по описанным в разделах 1 и 2 методикам снимали кривые полюсной плотности и строили прямые ПФ. Отсчет углов проводили от первоначального НП. Результаты рентгеновских исследований представляли в виде ИХТ. Динамическим методом определяли анизотропию модуля Юнга в плоскости листов, подвергнутых деформации комбинациями продольной и поперечной прокаток. Используя ИХТ и результаты Фурье-анализа анизотропии модуля Юнга, определяли монокристалльные характеристики сплавов и рассчитывали анизотропию свойств листов. По результатам измерений микротвердости оценивали величину текстурного упрочнения.

4.1. Влияние деформации поперечной прокаткой на текстуру и анизотропию свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V

На рисунках 4.1 приведены ПФ $\{0002\}$ для исходных листов сплавов Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток до степеней деформаций 10-50%.

Текстура исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V, как было изучено ранее, характеризуется в основном базисной компонентой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$ с одновременным присутствием в различных соотношениях ориентировок "типа титана" $\{(0001)\pm\alpha_1\bar{H} - \bar{H}\}$ и "типа цинка" $\{(0001)\pm\alpha_2\bar{H} - \bar{H}\}$, которые поглощаются базисной компонентой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$, что выражается на ПФ значительной протяженностью областей рассеяния. Рассеяние вдоль ПН составляет $\sim 60^\circ$, а вдоль оси НП - $\sim 35^\circ$.

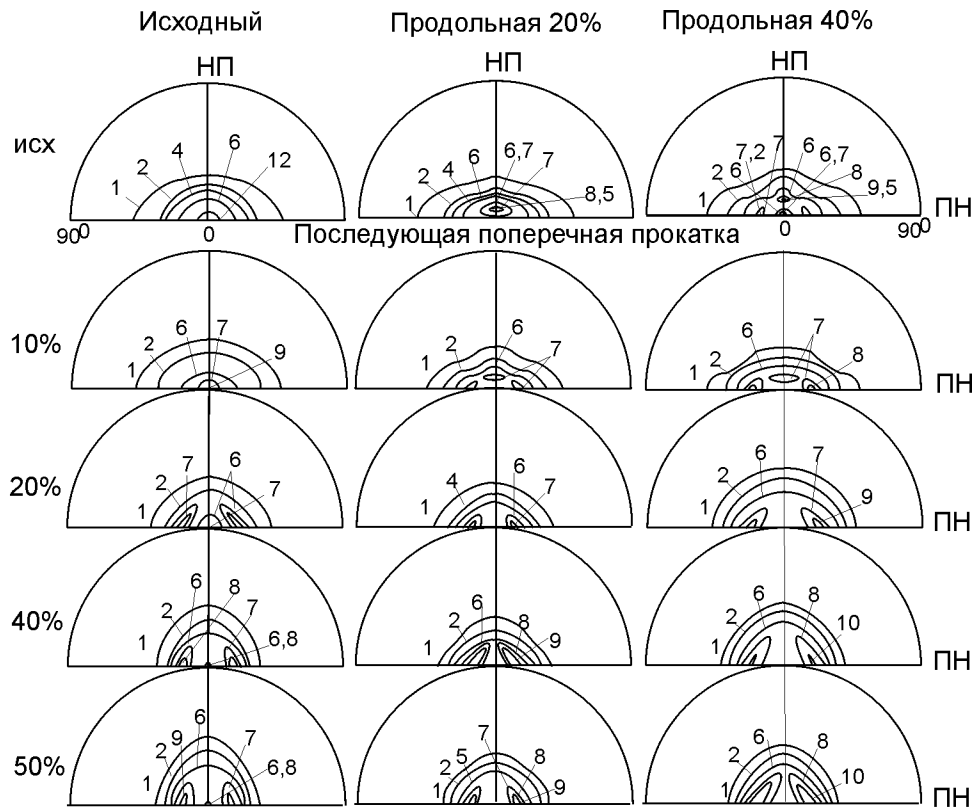


Рис.4.1. ПФ $\{0002\}$ исходных и продольнокатаных листов сплава $Ti-3Al-1,5V$, деформированных последующей поперечной прокаткой.

Поперечная прокатка исходных листов уже на малых степенях деформации изменяет характер ПФ. Увеличивается рассеяние в ПН, ослабляется интенсивность центральной части ПФ, ориентировки "типа титана" $\{(0001) \pm \alpha_1 \hat{I} \hat{I} - \hat{I} \hat{I}\}$ становятся вполне различимыми. После 20% обжатия максимум, соответствующий этой ориентировке, становится достаточно четким и вытягивается по кольцу вокруг НН. Дальнейшая поперечная прокатка приводит к обратному процессу, максимумы в ПН исчезают, кольцо разрывается. Величина α_1 меняется в пределах $18-22^\circ$. При указанных текстурных превращениях базисная компонента сохраняется, интенсивность ее уменьшается. Остается и значительным рассеяние в НП и ПН.

Изменение текстуры листов сплава, прокатанных предварительно продольно до 20%, наблюдается после поперечной прокатки уже в области деформаций $\sim 10\%$. Выделяются два максимума в НП и ПН, соответствующие ориентировкам $\{(0001) \pm \alpha_1 \hat{I} \hat{I} - \hat{I} \hat{I}\}$ и $\{(0001) \pm \alpha_2 \hat{I} \hat{I} - \hat{I} \hat{I}\}$. Вторую ориентировку можно считать сохранившейся от предварительной продольной прокатки. Дальнейшая

поперечная прокатка усиливает ориентировку $\{(0001) \pm \alpha_1 \dot{H} - \ddot{H}\}$. Максимум, соответствующий этой ориентировке, при деформации в поперечном направлении 40% вытягивается в НП, текстура в этом случае приближается к кольцевой. Повышение степени поперечной прокатки приводит к разрыву кольца.

Текстура листов сплава, предварительно прокатанных продольно до 40%, содержит главные ориентировки: (0001) , $\{(0001) \pm \alpha_1 \dot{H} - \ddot{H}\}$ и $\{(0001) \pm \alpha_2 \dot{H} - \ddot{H}\}$ со значительным рассеянием в ПН. Поперечная прокатка ориентировку $\{(0001) \pm \alpha_2 \dot{H} - \ddot{H}\}$ уничтожает уже при деформациях $\sim 20\%$. Интенсивность областей повышенной полюсной плотности, соответствующих выходу нормалей ориентировок типа $\{(0001) \pm \alpha_1 \dot{H} - \ddot{H}\}$ на ПФ, усиливается и становится более протяженной. При поперечной прокатке 50% образуется практически кольцевая текстура.

В целом можно констатировать, что текстура листов, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток, развивается в зависимости от режима обработки аналогично, при определенных режимах текстура стремится быть кольцевой. С увеличением степени предварительной продольной прокатки процесс формирования кольцевой текстуры соответствует более высоким степеням последующей поперечной прокатки.

По формулам (2.39)-(2.45) рассчитали интегральные характеристики текстуры (I_i), которые, как отмечалось ранее, несут в себе информацию об анизотропии свойств, поддающихся тензорному описанию. Для конструкционных материалов к этим свойствам относятся упругие свойства (модули Юнга и сдвига, коэффициент Пуассона), которые часто используются как критерии конструкционной прочности в конструкторских задачах. Расчет упругих свойств с использованием ИХТ имеет не только практическое, но и теоретическое значение, так как эти характеристики вместе с монокристалльными характеристиками входят в основные уравнения дислокационной теории прочности и пластичности, например, в уравнения по расчетам критических напряжений сдвига дислокаций в разных системах скольжения [96].

В таблице 4.1 приведены значения интегральных характеристик текстуры для всех степеней и видов изучаемых здесь обработок.

Как было показано [154,213-216], первые две интегральные характеристики отражают угол наклона гексагональной призмы к плоскости листа. Причем, если вторая ИХТ больше первой, то призма отклонена в поперечном направлении, а если первая больше второй, то призма отклонена в НП. Это особенно четко проявляется в текстурах гексагональных металлов с различным межосевым соотношением. Для цинка $I_1 > I_2$, а для титана и циркония, наоборот, $I_1 < I_2$.

Таблица 4.1

Значения интегральных характеристик текстуры листов сплава

Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток

Степень продольной прокатки, %	I_i	Интегральные характеристики текстуры				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	10	20	40	50
Исх	I_1	0,057	0,079	0,087	0,108	0,134
	I_2	0,132	0,121	0,099	0,076	0,081
	I_3	0,810	0,798	0,813	0,814	0,783
	I_4	0,009	0,0163	0,020	0,029	0,043
	I_5	0,044	0,038	0,022	0,014	0,017
	I_6	0,024	0,030	0,034	0,029	0,024
20	I_1	0,053	0,073	0,076	0,082	0,093
	I_2	0,148	0,144	0,124	0,111	0,082
	I_3	0,797	0,7811	0,798	0,806	0,823
	I_4	0,008	0,014	0,015	0,018	0,021
	I_5	0,052	0,043	0,033	0,026	0,013
	I_6	0,029	0,033	0,032	0,027	0,027
40	I_1	0,058	0,066	0,080	0,095	0,101
	I_2	0,151	0,145	0,144	0,117	0,103
	I_3	0,789	0,788	0,748	0,766	0,790
	I_4	0,009	0,012	0,028	0,030	0,026
	I_5	0,052	0,041	0,042	0,027	0,021
	I_6	0,031	0,030	0,023	0,021	0,025

Для сплава Ti-3Al-1,5V в процессе поперечной прокатки соотношение между этими ИХТ меняется следующим образом. В исходном состоянии и после продольной прокатки $I_1 < I_2$, что соответствует текстуре, характерной для металлов

с межосевым соотношением меньше идеального 1,63. После деформаций прокаткой в поперечном направлении разница между этими ИХТ уменьшается, а затем I_1 становится больше I_2 . Это хорошо демонстрируется на рисунке 4.2. Здесь видно, что кривые ИХТ для исходных листов (А) и листов с предварительной продольной прокаткой 20% (Б) пересекаются в точках, соответствующих 25 и 40% поперечной прокатки. Для листов с предварительной продольной прокаткой 40% (В) I_1 и I_2 становятся равными друг другу в области деформаций поперечной прокаткой ~50%. Интегральная характеристика I_3 входит вместе с I_4 , I_5 , I_6 в выражение для модуля Юнга в нормальном к плоскости листа направлении (2.31) и отражает статистическое содержание компонент текстуры типа (0001) $[uvw]$.

I_4 , I_5 , I_6 входят в выражение функции анизотропии $\psi_4(\varphi)$ (2.23), которая имеет периодичность $[0, \frac{\pi}{2}]$, т.е. определяет вклад в анизотропию упругих свойств листов четвертой гармоники представления их в виде рядов Фурье. Увеличение любой из этих ИХТ приводит к росту четвертой гармоники и, соответственно, к развитию симметрии анизотропии свойств четвертого порядка.

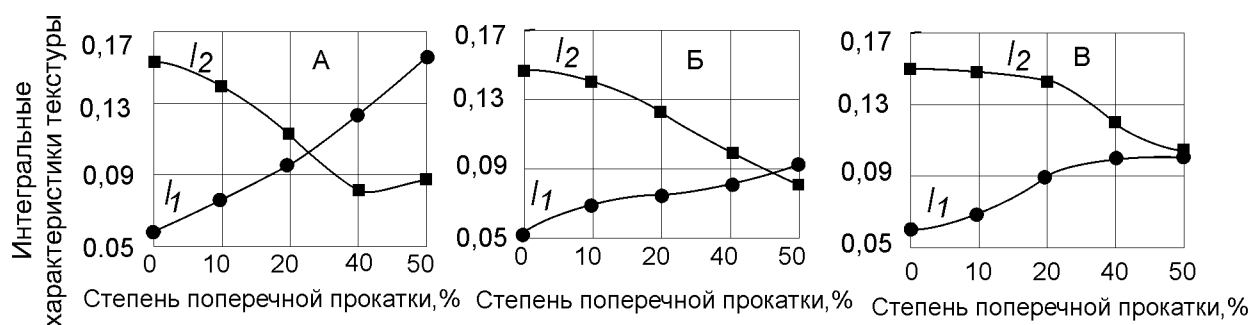


Рис. 4.2. Зависимость интегральных характеристик текстуры ● - I_1 , ■ - I_2 исходных (А) листов сплава Ti-3Al-1,5V и деформированных продольной прокаткой до 20 (Б) и 40% (В) от степени поперечной прокатки.

Во многом роль I_4 , I_5 , I_6 с точки зрения анализа текстуры является невыясненной. Здесь мы можем только сказать, что эти ИХТ в совокупности определяют содержание в текстуре так называемых небазисных компонент - призматических и пирамидальных, характер анизотропии упругих свойств которых,

как было показано в 2.6, в значительной степени определяется вкладом четвертой гармоники соответствующих рядов Фурье.

В таблице 4.2 приведены результаты измерений модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V после деформации комбинацией продольной и поперечной прокаток, а на рисунке 4.3 эти результаты приведены графически для некоторых наиболее характерных обработок. Углы измеряли от первоначального направления прокатки.

Таблица 4.2

Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток.

Степень продольной прокатки, %	Угол с НП, град	Модуль Юнга, ГПа				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	10	20	40	50
Исх	0	103,15	103,29	104,62	106,35	107,05
	15	103,35	103,7234	105,29	106,1695	106,8994
	30	103,89	104,75	105,4	105,6507	106,3857
	45	104,55	105,3494	104,9204	104,8813	105,4417
	60	105,12	105,16	104,4263	104,0416	104,2175
	75	105,48	104,9373	103,7914	103,3819	103,1428
	90	105,61	104,84	103,5	103,13	102,71
20	0	100,39	98,87	99,6	103,38	106,91
	15	101,2426	99,95886	100,659	103,72	107,0969
	30	103,2178	102,4773	103,0774	104,32	107,2751
	45	105,0778	104,8372	105,2576	104,52	106,7316
	60	106,007	105,9707	106,1396	104,21	105,2785
	75	105,969	105,9407	105,961	104,11	103,6364
	90	105,89	105,81	105,72	104,4	102,91
40	0	99,35	100,79	102,08	104,67	105,34
	15	100,4351	101,6949	103,04	104,6982	105,03
	30	102,8225	103,5682	104,6	104,5304	104,28
	45	104,7182	104,71	105,14	103,7218	103
	60	105,0359	104,65	104,2	102,2433	101,48
	75	104,2661	103,04	102,0206	101,15	101,2
	90	103,77	102,07	101,16	101,69	102,5

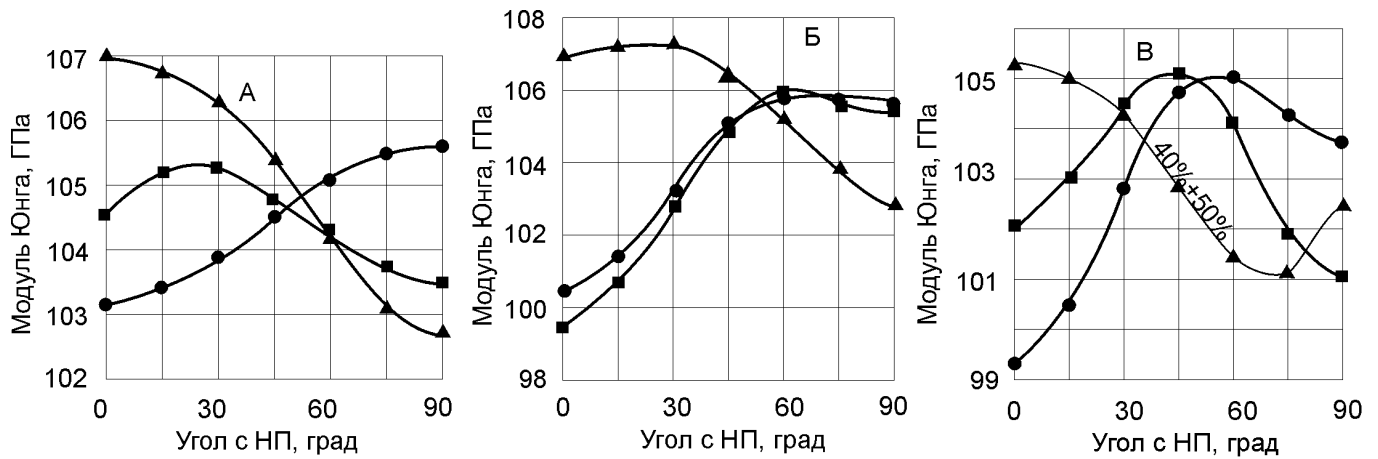


Рис.4.3. Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V

(А) ● - исходное состояние, поперечная прокатка до ■ -20 и ▲-50%;

(Б) ● - продольная прокатка 20%, продольная 20 % с последующей поперечной прокаткой до ■ -20 и ▲ -50%;

(В) ● - продольная прокатка 40%, продольная прокатка 40% с последующей поперечной прокаткой до ■ -20 и ▲ -50%;

На рисунке 4.4 приведено изменение коэффициента анизотропии исходных и продольнокатаных до 20, 40% листов сплава Ti-3Al-1,5V в зависимости от степени последующей поперечной прокатки.

Коэффициент анизотропии модуля Юнга исходного горячекатаного листа составляет около 2,3%. Максимальное значение модуль Юнга имеет в ПН, минимальное – в НП. Поперечная прокатка до 20% снижает степень анизотропии до $\approx 1,8\%$, а затем с увеличением степени поперечной прокатки степень анизотропии увеличивается до $\approx 4\%$ при 50% деформации.

Следует заметить, что поперечная прокатка исходных листов меняет характер анизотропии на противоположный. Максимальное значение модуля Юнга с увеличением степени поперечной прокатки смещается в сторону меньших углов с НП и для деформаций 40-50% максимальное значение модуль Юнга имеет теперь в НП, а минимальное в ПН.

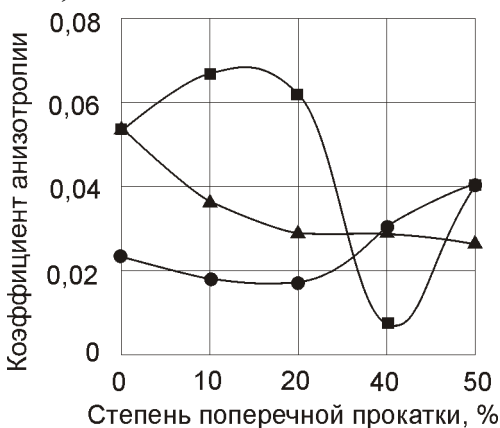


Рис. 4.4. Изменение коэффициента анизотропии модуля Юнга ● - исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V и продольнокатаных до ■ -20%, ▲ -40% обжатия от степени поперечной прокатки.

Предварительная продольная прокатка исходных листов до 20 и 40% смещает максимальное значение модуля Юнга. Теперь максимальное значение модуля Юнга соответствует углу с НП 60^0 , а минимальное, как и для исходных листов – в НП.

Последующая поперечная прокатка предварительно продольнокатаных листов способствует уменьшению значений модуля Юнга в ПН и росту этих значений в НП. Максимальные значения модуля Юнга с увеличением степени поперечной прокатки смещаются в сторону меньших углов с НП.

Такое изменение характера анизотропии модуля Юнга определяет изменение его степени анизотропии (рис.4.6). Положение минимумов на кривых изменения коэффициента анизотропии зависит от степени предварительной продольной прокатки. Получение практически изотропного листа соответствует обработке: продольная прокатка исходного листа 20% плюс поперечная прокатка – 40% (коэффициент анизотропии равен 0,7%).

Изменение характера и степени анизотропии модуля Юнга при поперечной прокатке предварительно продольнокатаных листов является результатом взаимодействия текстур продольной и поперечной прокаток и хорошо согласуется с поведением интегральных характеристик текстуры I_1 и I_2 (рис.4.2).

Кривые изменения I_1 и I_2 в зависимости от степени поперечной прокатки пересекаются при 25% поперечной деформации для исходных листов и при 40% поперечной прокатки для листов с предварительной продольной прокаткой 20%. Т.е. для таких обработок $I_1=I_2$. А это означает, что при таких обработках либо статистический угол наклона гексагональной призмы становится равным нулю (базисная текстура), либо образуется кольцевая текстура. И в том и в другом случае лист должен быть практически изотропным. Именно это мы наблюдаем на графике зависимости анизотропии от степени поперечной прокатки. Для исходного листа минимальное значение коэффициента анизотропии 1,8 соответствует степени последующей поперечной прокатки 20%, а получение практически изотропного листа с коэффициентом анизотропии 0,7%, как уже было сказано, соответствует обработке: продольная прокатка исходного листа 20% плюс поперечная прокатка 40%.

Для листов с предварительной продольной прокаткой 40% коэффициент анизотропии с увеличением степени поперечной прокатки постоянно уменьшается и для обработки: продольная прокатка 40%+ поперечная 50% принимает минимальное значение. Это также согласуется с поведением I_1 и I_2 , которые становятся близкими по величине при ~50% поперечной прокатки.

Итак, развитие текстуры поперечной прокатки и связанной с нею анизотропии свойств в зависимости от степени деформации идет не за счет поворота текстурных максимумов, а путем разрушения прежней текстуры и формирования нового набора идеальных ориентировок.

В [39] было показано, что при изменении схемы деформации нарушаются условия кристалло-геометрического соответствия между системами деформации и полей напряжений. Границы между зернами, будучи не в состоянии перестроиться, разрушаются. После этого пластическая деформация вновь создает границы разориентации, но уже устойчивые относительно воздействия деформации в новом НП. Эти процессы и приводят теперь к формированию новой текстуры.

В результате реализации указанных механизмов деформации в текстуре формируется достаточно интенсивная базисная центрального типа компонента. Эта компонента должна обеспечивать «текстурное упрочнение» листов сплава, подвергнутого комбинации продольной и поперечной прокаток.

В таблице 4.3 приведены значения микротвердостей листов сплава, подвергнутых комбинации продольной и поперечной прокаток для направлений НН, НП и ПН, а также значения коэффициентов «текстурного упрочнения», которые

принято задавать формулой [152]:
$$K_{\perp} = \frac{H_{\parallel} - \frac{1}{2}(I_{\parallel} - I_{\parallel})}{I_{\parallel}}$$

На рисунках 4.5 и 4.6 эти данные представлены графически.

Таблица 4.3

Значения микротвердости листов сплава $Ti-3Al-1,5V$, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток

Степень деформации, %		Микротвердость, H МПа			K_{\perp}
В НП	В ПН	НН	НП	ПН	
20	0	2880	2461	2556	0,128
	10	3152	2480	2607	0,193
	20	3327	2542	2667	0,217
	40	3397	2629	2673	0,219
	50	3393	2695	2635	0,214
40	0	3087	2588	2690	0,145
	10	3233	2654	2732	0,167
	20	3312	2692	2756	0,177
	40	3365	2745	2769	0,181
	50	3389	2788	2772	0,179

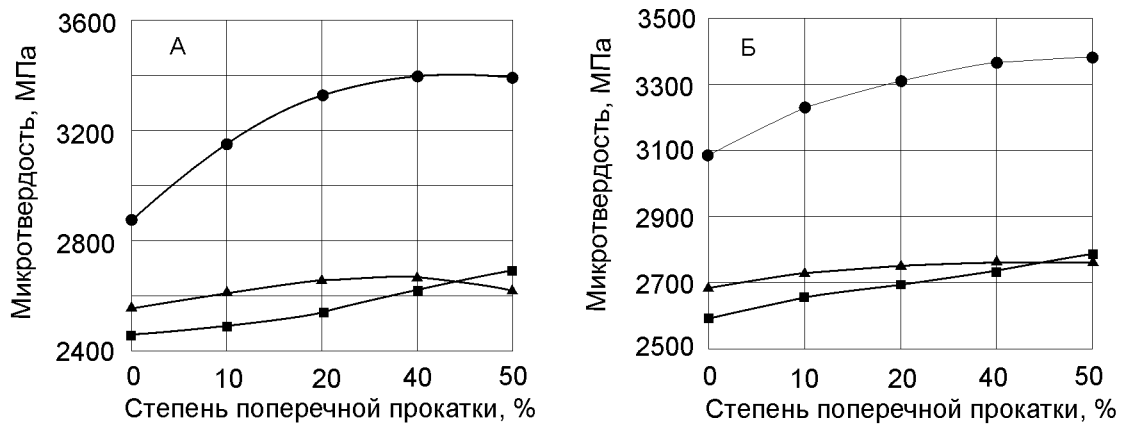


Рис.4.5. Зависимость микротвердости от степени поперечной прокатки листов сплава $Ti-3Al-1,5V$, предварительно продольнокатанных до 20 (А) и 40%(Б) обжатия для ●- НН, ■- НП и ▲-ПН.

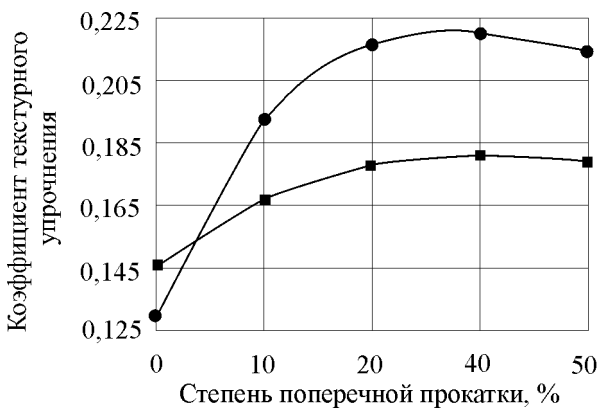


Рис. 4.6. Зависимость коэффициента “текстурного упрочнения” от степени поперечной прокатки листов сплава $Ti-3Al-1,5V$, предварительно продольнокатанных до ●-20 и ■-40% деформации

Из приведенных данных следует, что значения $H_{\text{НН}}$ и K_{\perp} листов, подвергнутых комбинациям продольной и поперечной прокатки, существенно выше, чем в продольнокатаных листах с теми же суммарными обжатиями. Это можно объяснить наличием при этих условиях значительного количества «твердой» текстурной составляющей (0001). Наибольшее упрочнение в НН достигается в листах, подвергнутых предварительной продольной прокатке 20% в комбинации с поперечной. Максимальное значение коэффициента K_{\perp} соответствует обработке: продольная прокатка 20% плюс поперечная 40%. В этом случае K_{\perp} равно 0,220.

Экспериментальную анизотропию модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V представили в виде ряда Фурье, содержащего только четные коэффициенты: Значения амплитуд гармоник разложения $1/E(\varphi)$ в ряд Фурье для разных режимов обработок представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4

Значения амплитуд гармоник разложения $1/E(\varphi)$ в ряд Фурье листов сплава Ti-3Al-1,5V в зависимости от режима обработки

Степень деформации, %		Значения амплитуд гармоник ряда Фурье, $1/E(\varphi) \cdot 10^{-11} \text{ м}^2/\text{Н}$		
в НП	в ПН	A_0	A_2	A_4
исх	0	0,957	0,0114	0,0008
	10	0,949	0,054	0,053
	20	0,951	-0,06	0,0307
	40	0,948	-0,156	-0,001
	50	0,945	-0,206	0,018
20%	0	0,96	0,025	0,0089
	10	0,963	0,3172	0,1129
	20	0,959	0,2767	0,1150
	40	0,953	0,0565	0,0369
	50	0,942	-0,18887	0,0749
40%	0	0,969	0,0208	0,0148
	10	0,968	0,0517	0,14517
	20	0,966	-0,053	0,14015
	40	0,968	-0,225	0,05685
	50	0,968	-0,28	0,0538

По результатам Фурье-анализа анизотропии $1/E(\varphi)$ и значениям интегральных характеристик рассчитали значения компонент тензора податливости монокристалла сплава для состояний, отвечающих рассмотренным обработкам.

Результаты расчетов приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5

Значения компонент тензора податливости монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V после различных режимов обработки.

Степень прокатки, %		Константы податливости, $s_{ij} \times 10^{-11} \text{ м}^2/\text{Н}$				
продольной	поперечной	S_{11}	S_{12}	S_{44}	S_{13}	S_{33}
исх	0	1,128211	-0,5641	2,21498	-0,18458	0,64648
	10	0,998029	-0,49901	1,996057	-0,16673	0,430834
	20	0,906007	-0,45300	1,8120142	-0,08348	0,298466
	40	1,039875	-0,51993	2,0797496	-0,21726	0,723305
	50	0,971464	-0,48573	1,9429281	-0,14378	0,251567
20%	0	1,1769	-0,5884	2,20119	0,183432	0,32486
	10	1,094822	-0,54741	2,189644	-0,18247	0,307779
	20	1,124978	-0,56248	2,2499561	-0,1875	0,137352
	40	1,008893	-0,50444	2,0177854	-0,16815	0,415559
	50	0,986401	-0,49320	1,972802	-0,1644	0,62179
40%	0	1,1569	-0,5784	2,18007	0,18167	0,41655
	10	1,109709	-0,55485	2,2194178	-0,18495	0,418761
	20	0,938563	-0,46928	1,877127	-0,15643	0,20741
	40	0,930035	-0,46501	1,8600707	-0,15501	0,596302
	50	0,959011	-0,47950	1,9180223	-0,15984	0,761401

Значения компонент тензора податливости монокристаллов сплава *Ti-3Al-1,5V* в исходном состоянии использовали для расчета анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов, подвергнутых различным комбинациям деформации продольной и поперечной прокаток. Результаты расчетов приведены в таблицах 4.6, 4.7 и на рисунках 4.7 -4.10.

Характер анизотропии модуля сдвига исходных листов сплава *Ti-3Al-1,5V* (рис. 4.7А) согласуется с характером анизотропии модуля Юнга. Максимальное значение модуль сдвига имеет в направлении, близком к ПН, минимальное – в НП. Поперечная прокатка исходных листов не меняет характера

анизотропии, но существенно уменьшает коэффициент анизотропии с 10 до 5% при 40-50% поперечной прокатки (рис. 4.8)

Увеличение степени поперечной прокатки до 50% изменяет характер анизотропии модуля сдвига на противоположный относительно исходного

Таблица 4.6

Анизотропия модуля сдвига листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокаток.

Степень продольной прокатки, %	Угол с НП, град	Модуль сдвига, ГПа				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	10	20	40	50
Исх	0	36,00	38,66	39,17	38,66	41,19
	15	36,39	38,8	39,45	39,17	41,05
	30	37,42	39,08	39,92	39,8	40,70
	45	38,65	40	40,72	40,27	40,22
	60	39,55	41,48	41,35	40,71	39,4
	75	39,81	42,33	41,82	40,9	39,03
	90	39,39	42,35	41,97	41	38,94
20	0	30,48	38,09	39,15	39,9	39,1
	15	32,49	38,43	39,42	40,1	39,1
	30	37,68	39,38	40,17	40,00	39,8
	45	41,94	40,76	41,23	40,70	40,46
	60	40,37	42,22	42,34	41,3	40,89
	75	35,90	43,34	43,18	41,6	41,20
	90	33,60	43,77	43,49	41,6	41,2
40	0	31,19	38,33	39,4	41,06	40,5
	15	32,84	38,67	39,4	41,22	40,7
	30	36,99	39,62	40	41,66	41,4
	45	40,45	40,99	41,03	42,26	41,6
	60	39,70	42,43	42,26	42,87	42
	75	36,48	43,54	43,20	43,32	42,4
	90	34,57	43,97	43,3	43,8	42,6

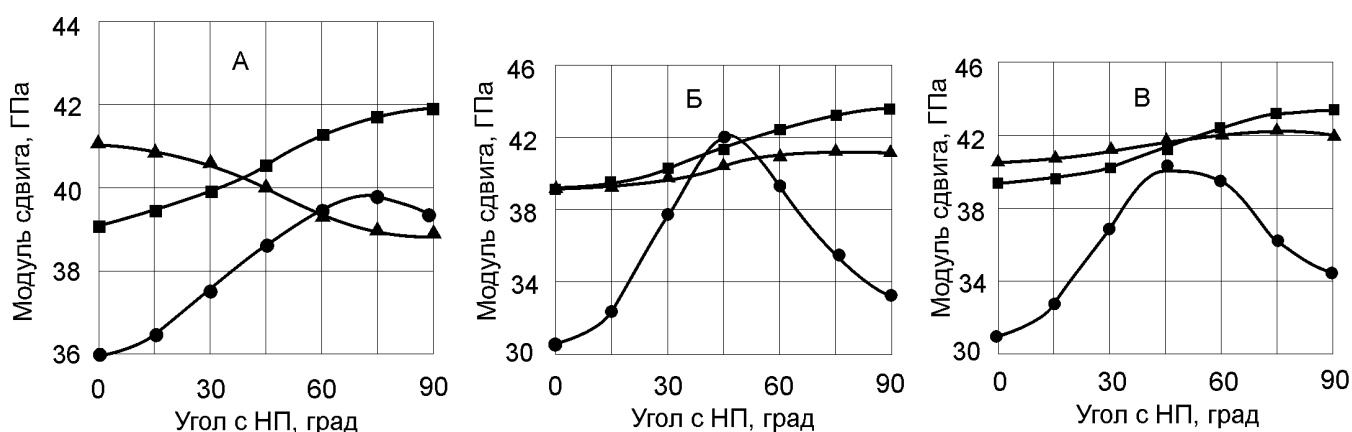


Рис.4.7. Анизотропия модуля сдвига листов сплава $Ti-3Al-1,5V$ после поперечной прокатки до $\bullet-0$, $\blacksquare-20$ и $\blacktriangle-40\%$ обжатия: (А) исходных листов и предварительно продольнокатанных до 20% (Б) и 40% (В).

Для листов сплава, подвергнутых предварительной продольной прокатке 20%, коэффициент анизотропии при последующей поперечной прокатке значительно уменьшается с 15 до 4%. Минимальное значение коэффициента анизотропии 4% модуль сдвига принимает после обработки: продольная прокатка 20% + поперечная прокатка 40%.

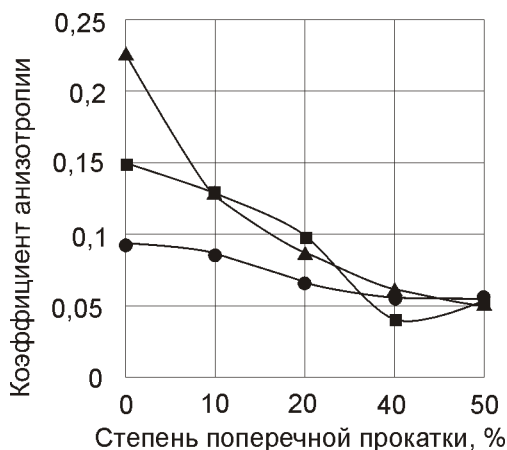


Рис.4.8. Зависимость коэффициента анизотропии модуля сдвига от степени поперечной прокатки \bullet -исходных листов сплава $Ti-3Al-1,5V$ и предварительно продольнокатанных до $\blacksquare-20$ и $\blacktriangle-40\%$ обжатия.

Для листов, подвергнутых предварительно продольной прокатке 40%, коэффициент анизотропии в зависимости от степени последующей поперечной прокатки стремительно уменьшается с 23 до 5%. Для режима: продольная прокатка 40% плюс поперечная прокатка $\sim 50\%$ коэффициент анизотропии становится близким к 5%. Обработки: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 40% и

продольная прокатка 40%+поперечная прокатка 50%, обеспечивающие минимальные значения коэффициента анизотропии модуля сдвига, согласуются с аналогичными данными для модуля Юнга.

В таблице 4.7 и на рисунке 4.9 приведена анизотропия коэффициента Пуассона листов сплава, обработанных по различным режимам. На рисунке 4.10 приведено изменение степени анизотропии коэффициента Пуассона в зависимости от степени поперечной прокатки.

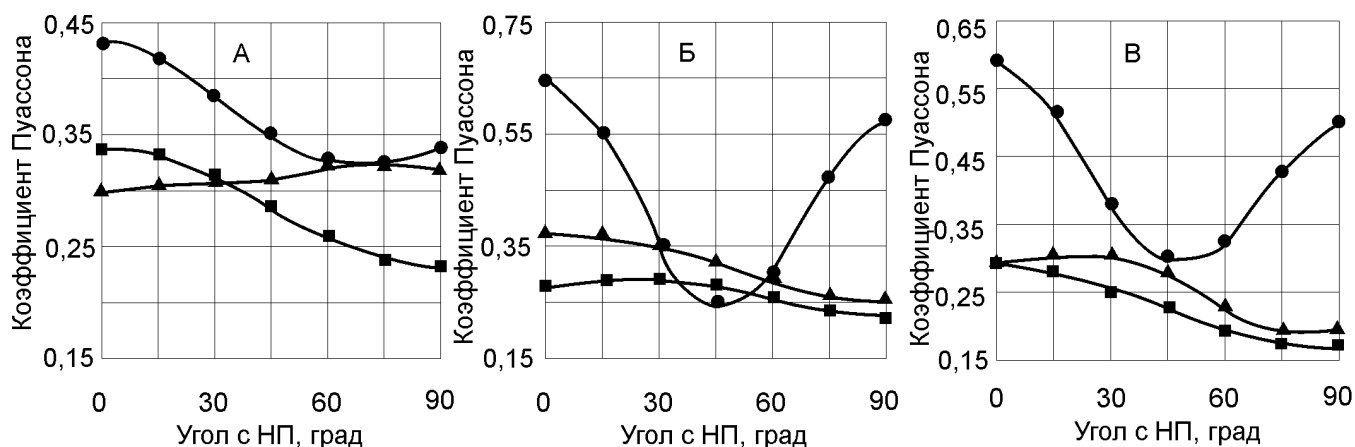


Рис.4.9. Анизотропия коэффициента Пуассона листов сплава $Ti-3Al-1,5V$ после поперечной прокатки до \bullet -0, \blacksquare -20 и \blacktriangle -40% обжатия: (А) исходных листов и предварительно продольнокатанных до до 20%(Б) и 40% (В).

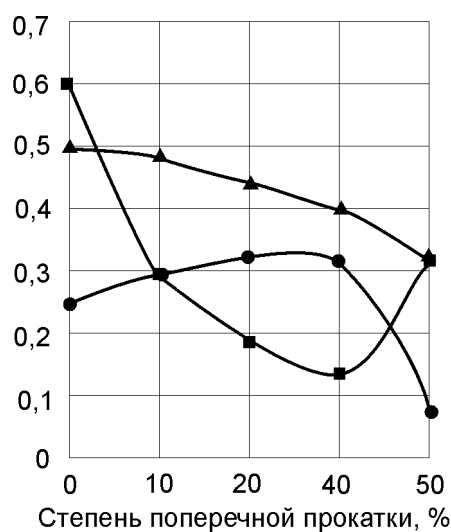


Рис.4.10. Зависимость степени анизотропии коэффициента Пуассона от степени поперечной прокатки \bullet – исходный листов сплава $Ti-3Al-1,5V$ и предварительно продольнокатанных до \blacksquare – 20 и \blacktriangle – 40% обжатия

Таблица 4.7

Анизотропия коэффициента Пуассона листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией продольной и поперечной прокатки.

Степень продольной прокатки, %	Угол с НП, град	Коэффициент Пуассона				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	10	20	40	50
Исх	0	0,432586	0,335877	0,335461	0,375453	0,299442
	15	0,419649	0,336641	0,334474	0,35524	0,301759
	30	0,387793	0,3402	0,32014	0,32727	0,30679
	45	0,352446	0,316868	0,288014	0,302004	0,31052
	60	0,328885	0,267548	0,262424	0,277838	0,322557
	75	0,324757	0,239345	0,240784	0,263838	0,321327
	90	0,340257	0,23778	0,233024	0,257683	0,318824
20	0	0,646804	0,297757	0,271707	0,295489	0,367136
	15	0,558009	0,300428	0,276475	0,293343	0,369526
	30	0,369492	0,30081	0,282785	0,308821	0,347677
	45	0,25265	0,285917	0,276254	0,29088	0,318757
	60	0,312462	0,254691	0,253363	0,260412	0,287215
	75	0,476334	0,222373	0,226924	0,251322	0,25746
	90	0,575643	0,20863	0,215261	0,254808	0,248908
40	0	0,592488	0,314446	0,295431	0,274332	0,300494
	15	0,528841	0,31465	0,307614	0,269758	0,290295
	30	0,389527	0,306769	0,3075	0,254436	0,25942
	45	0,294395	0,277247	0,281221	0,227015	0,237981
	60	0,322813	0,233069	0,232727	0,192393	0,208095
	75	0,428818	0,18305	0,180592	0,162646	0,193396
	90	0,500583	0,16067	0,168129	0,160845	0,203052

Сравнительный анализ кривых анизотропий упругих свойств и зависимостей их степеней анизотропий от режима обработки показывает четкое соответствие между аналогичными зависимостями для модуля сдвига и коэффициента Пуассона. Взаимоотношение этих характеристик с модулем Юнга является более сложным. Однако для всех трех характеристик общим является следующее: минимальные значения коэффициента анизотропии упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V соответствуют прямой прокатке 20% с последующей поперечной прокаткой 40%.

При такой обработке листы сплава в отношении модуля Юнга становятся практически изотропными (коэффициент анизотропии равен 0,7%), коэффициент анизотропии модуля сдвига равен 4% и степень анизотропии коэффициента Пуассона составляет 11%. Общим для упругих свойств является и монотонное уменьшение коэффициента анизотропии с повышением степени поперечной прокатки для листов с предварительной продольной прокаткой 40%.

4.2. Текстура и анизотропия свойств листов сплава Ti-5Al-2V, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток

На рисунке 4.11 приведены ПФ {0002} для исходных листов сплава Ti-5Al-2V и листов, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток до указанных на рисунке степеней деформаций.

Анализ ПФ, полученных от исходных листов, показывает, что поперечная прокатка на начальных стадиях (до 15% обжатия) приводит лишь к некоторому изменению величины рассеяния полюсов [0001] в ПН. Дальнейшее повышение степени поперечной прокатки приводит к появлению максимумов в ПН, которые при увеличении степени деформации усиливаются и вытягиваются в НП. Текстура стремится быть кольцевой с сохранением достаточно сильной исходной базисной компоненты.

При поперечной прокатке листов сплава, предварительно продольнокатанных до 20%, текстура существенно меняется. Если вначале текстура характеризовалась наличием максимума в НП, то поперечная прокатка формирует и развивает ориентировки с отклонением оси [0001] в ПН на некоторый угол α_1 . Ориентировка $(0001)_{\pm \alpha_1}$ НН-ПН в листах сплава Ti-5Al-2V сохраняется до высоких степеней поперечной прокатки, несколько усиливаясь. Ориентировка $(0001)_{\pm \alpha_2}$ НН-НП, характерная для листов, деформированных продольной прокаткой, при средних и высоких степенях поперечной прокатки вначале ослабляется, а затем исчезает. Обращает на себя внимание текстура после обработки: прямая прокатка 20% + поперечная прокатка 45%.

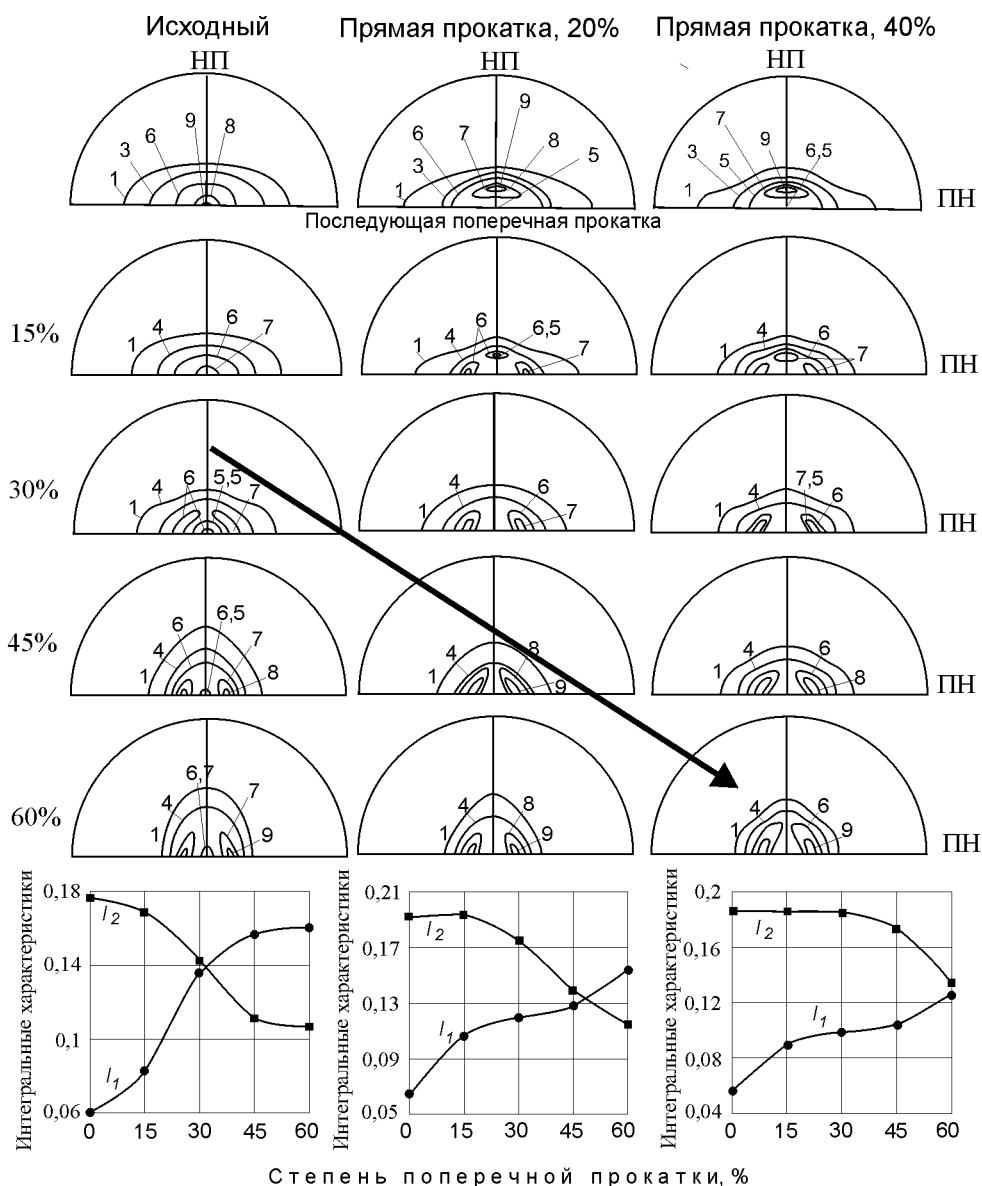


Рис. 4.11. Полусные фигуры $\{0002\}$ и интегральные характеристики текстуры сплава $Ti-5Al-2V$ после поперечной прокатки исходных листов и предварительно продольнокатанных до разных степеней деформаций

Максимумы на оси ПН сближаются, их интенсивность растет, угол α_1 уменьшается до своего минимального значения, максимумы вытягиваются по кольцу вокруг НП. При повышении степени поперечной прокатки до 60% начинается обратный процесс, максимумы в ПН отодвигаются от центра, кольцо разрывается.

Для листов сплава, предварительно продольнокатаного до 40%, текстурные превращения при последующей поперечной прокатке идут аналогично, но

соответствуют более высоким деформациям. Максимальное стягивание к центру полюсной фигуры областей повышенной полюсной плотности в этом случае соответствует обработке: продольная прокатка 40% + поперечная прокатка ~ 60%.

Интегральные характеристики текстуры рассчитывали по данным распределения полюсной плотности [0002] по (2.39)-(2.44). Результаты приведены в таблице 4.8.

Таблица 4.8

Значения интегральных характеристик текстуры листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток

Степень продольной прокатки, %	I_i	Интегральные характеристики текстуры				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	15	30	45	60
Исх	I_1	0,060787	0,0836	0,1352	0,1564	0,1606
	I_2	0,17624	0,1691	0,1436	0,1127	0,108
	I_3	0,762973	0,735351	0,742351	0,734775	0,733933
	I_4	0,009337	0,028412	0,030829	0,047575	0,057204
	I_5	0,068773	0,067693	0,060221	0,040748	0,033317
	I_6	0,023569	0,05929	0,059904	0,045233	0,047462

20	I_1	0,06388	0,107	0,12	0,128	0,155
	I_2	0,191622	0,194	0,175	0,14	0,114
	I_3	0,744498	0,699159	0,723782	0,723782	0,760134
	I_4	0,008813	0,032891	0,033401	0,033401	0,045491
	I_5	0,081246	0,088027	0,065425	0,065425	0,034286
	I_6	0,024624	0,073138	0,067811	0,067811	0,061924
40	I_1	0,056707	0,090843	0,100245	0,105201	0,127481
	I_2	0,1862	0,186	0,185483	0,173486	0,132913
	I_3	0,757092	0,73332	0,714272	0,721314	0,739606
	I_4	0,007271	0,029989	0,033169	0,033196	0,042756
	I_5	0,075716	0,06696	0,067972	0,060283	0,041878
	I_6	0,025071	0,067766	0,068642	0,060612	0,061081

На рисунке 4.11 приведены графики изменения I_1 и I_2 с увеличением степени поперечной прокатки исходных листов сплава Ti-5Al-2V и предварительно деформированных продольной прокаткой до 20 и 40%.

Из рисунка видно, что I_2 монотонно убывает с увеличением степени деформации поперечной прокаткой, а I_1 , наоборот, увеличивается. При определенных соотношениях степеней продольной и поперечной прокаток кривые изменения I_1 и I_2 пересекаются. С увеличением степени предварительной продольной прокатки точка пересечения I_1 и I_2 смещается в сторону более высоких деформаций поперечной прокаткой. Для исходных листов точка пересечения соответствует ~30% поперечной прокатки; точка пересечения ИХТ для предварительно продольнокатанных до 20% листов смещается в сторону большей деформации ~45%. Для листов, предварительно продольнокатанных до 40%, I_1 и I_2 становятся близкими по величине при ~60% поперечной прокатки.

Как было показано ранее, I_1 и I_2 определяют величину статистического угла наклона гексагональной призмы к плоскости листов. Равенство $I_1 = I_2$ означает, что в сплаве при таком условии развивается базисная текстура, или кольцевая, или близкая к ним. В таблице 4.9 и на рисунке 4.12 представлены результаты измерений модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V для различных режимов обработки. Отсчет углов вели от первоначального направления прокатки.

Таблица 4.9

Анизотропия модуля Юнга исходных листов сплава Ti-5Al-2V, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток

Степень продольной прокатки, %	Угол с НП, град	Модуль Юнга, ГПа				
		Степень поперечной прокатки, %				
		0	15	30	45	60
Исх	0	106,57	104,22	105,57	108,25	108,7
	15	107,1768	105,089	106,149	108,2273	108,4764
	30	108,813	107,1128	107,3838	107,9605	107,756
	45	110,9966	109,0477	108,2494	107,1118	106,5122
	60	113,1211	110,0241	108,166	105,7031	104,9681
	75	114,6398	110,1304	107,5022	104,3156	103,6463
	90	115,19	110,04	107,13	103,73	103,12

20	0	100,39	98,87	99,6	103,38	106,91
	15	101,2426	99,95886	100,659	103,7261	107,0969
	30	103,2178	102,4773	103,0774	104,4892	107,2751
	45	105,0778	104,8372	105,2576	105,0994	106,7316
	60	105,9693	105,9491	106,1396	105,2103	105,2785
	75	106,007	105,9707	105,961	104,9742	103,6364
	90	105,89	105,81	105,72	104,82	102,91
40	0	102,73	103,14	105,4	106,17	106,28
	15	103,335	104,247	106,356	106,893	106,678
	30	104,987	106,812	108,517	108,418	107,524
	45	107,236	109,227	110,398	109,429	108,109
	60	109,475	110,384	111,04	109,201	108,035
	75	111,110	110,432	110,723	108,247	107,562
	90	111,709	110,28	110,44	107,73	107,3

Анализ данных показывает, что поперечная прокатка изменяет характер анизотропии модуля Юнга. Для исходных листов максимальное значение модуля Юнга соответствует ПН, минимальное значение модуль Юнга принимает в НП. Поперечная прокатка исходных листов смещает максимальное значение модуля Юнга, как и в листах сплава Ti-3Al-1,5V, в сторону меньших углов с НП. При 60% поперечной прокатки исходных листов максимальное значение модуль Юнга имеет в НП, а минимальное в ПН.

В листах, предварительно продольнокатанных до 20 и 40%, тенденция смещения максимума модуля Юнга в сторону меньших с НП углов при увеличении степени поперечной прокатки сохраняется. Такое изменение характера анизотропии модуля Юнга отражает текстурные превращения. Текстура продольной прокатки в процессе последующей поперечной прокатки разрушается, одновременно идет процесс формирования новой текстуры. Следует ожидать, что при определенных режимах создадутся условия для получения изотропного или квазиизотропного листа, когда прежняя текстура будет подавлена, а новая еще не разовьется. На рисунке 4.13 представлен график изменения коэффициента анизотропии модуля Юнга исходных и продольнокатанных листов в зависимости от степени последующей поперечной прокатки.

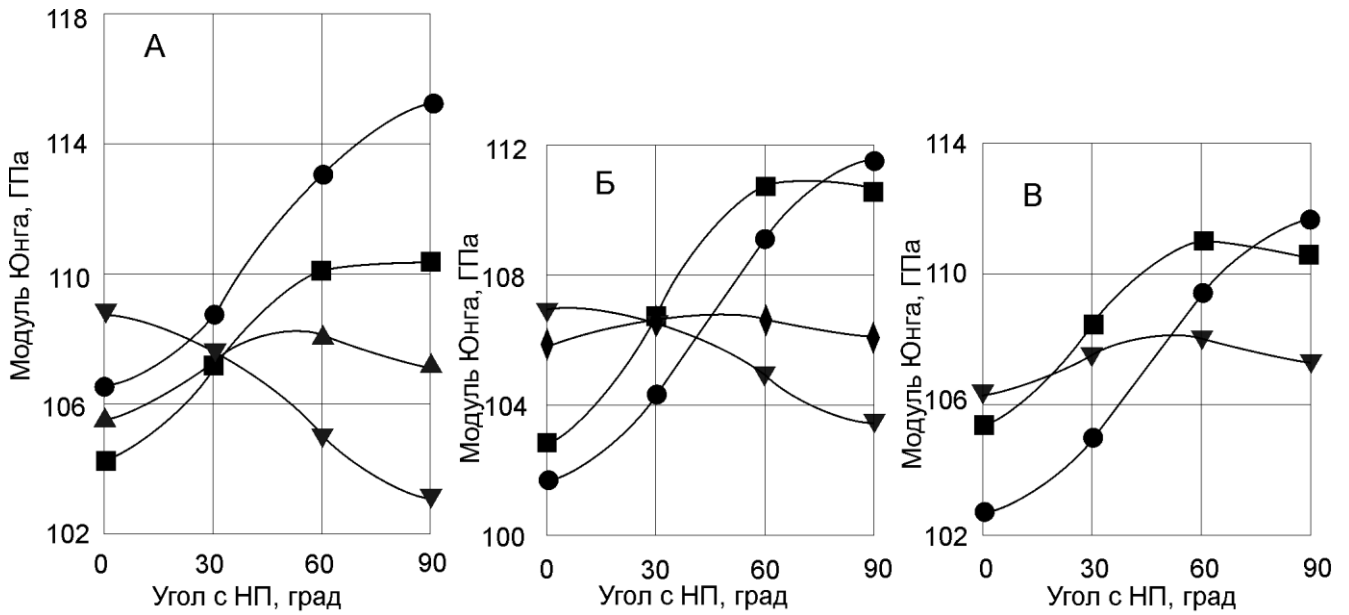


Рис. 4.12. Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-5Al-2V, деформированных в поперечном направлении от исходного состояния (А) и от предварительно прокатанных вдоль до Б 20 и В-40%. Степень деформации в поперечном направлении: ● - 0, ■ - 15, ▲ - 30, ◆ - 45 и ▼ - 60%.

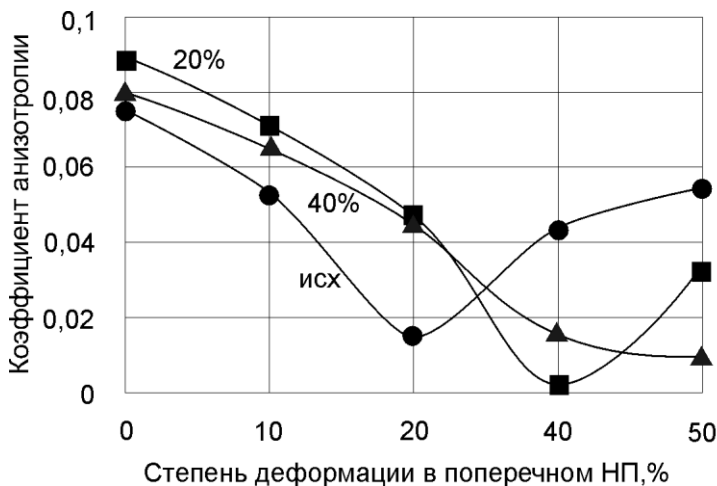


Рис. 4.13. Изменение коэффициента анизотропии модуля Юнга исходных листов сплава Ti-5Al-2V и продольнокатаных до ■ - 20%, ▲ - 40% обжатия от степени поперечной прокатки

Анализ этих зависимостей показывает, что получение почти изотропных листов с минимальной анизотропией соответствует обработкам: продольная прокатка 20% + поперечная прокатка 45%, коэффициент анизотропии после такой обработки равен $\sim 1,7\%$; исходный лист + поперечная прокатка 30%, коэффициент анизотропии в этом случае равен 2,5%. Для продольной прокатки 40% + поперечная прокатка 60% коэффициент анизотропии равен $\sim 1,7\%$. Эти данные находятся в полном согласии с поведением интегральных характеристик текстуры I_1 и I_2 . Именно при

таких режимах $I_1 = I_2$, усредненный статистический угол наклона гексагональной призмы к плоскости проката равен нулю и степень анизотропии свойств является минимальной.

Экспериментальную анизотропию модуля Юнга исходных листов сплава Ti-5Al-2V В представили в виде ряда Фурье: $\frac{1}{E(\varphi)} = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi$.

Значения амплитуд гармоник разложения $1/E(\varphi)$ в ряд Фурье для разных режимов обработки представлены в таблице 4.10

Таблица 4.10

Значения амплитуд гармоник разложения в ряд Фурье анизотропии функции $1/E(\varphi)$ для листов сплава Ti-5Al-2V в зависимости от режима обработки

Номер гармоника	Значения амплитуд гармоник рядов Фурье $\frac{1}{E(\varphi)} \cdot 10^{-11} \text{ м}^2 / \text{Н}$				
	Степень деформации комбинацией продольной и поперечной прокаток, %				
	0+0	0+15	0+30	0+45	0+60
A_0	0,899788	0,923182	0,929653	0,936348	0,939448
A_2	0,034082	0,024168	0,005907	-0,02088	-0,02567
A_4	0,000283	0,007649	0,007388	0,004304	0,002155
	20+0	20+15	20+30	20+45	40+60
A_0	0,93104	0,924412	0,914068	0,922033	0,928325
A_2	0,038066	0,030023	0,02045	0,005825	0,003518
A_4	-0,00016	0,010403	0,009756	0,009731	0,004848
	40+0	40+15	40+30	40+45	40+60
A_0	0,935923	0,923849	0,928986	0,937465	0,944955
A_2	0,042164	0,032968	0,021256	-4,00E-05	-0,01655
A_4	0,000413	0,011597	0,01122	0,002569	0,002775

На рисунке 4.14 графически представлены изменения амплитуд гармоник разложения в ряды Фурье анизотропии $1/E$ в зависимости от степени деформации поперечной прокаткой для исходных листов сплава Ti-5Al-2V, а также для листов этого сплава, предварительно продольнокатанных до 20 и 40%. Как и ранее отсчет углов ведем от первоначального направления прокатки.

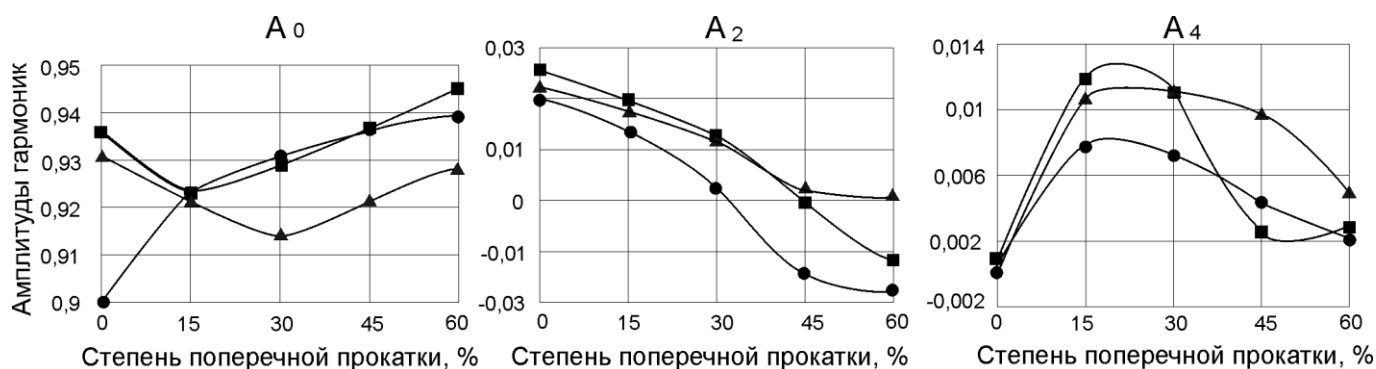


Рис. 4.14. Изменение амплитуд гармоник рядов Фурье функций $E^{-1}(\varphi)$ при деформации поперечной прокаткой листов сплава Ti-5Al-2V в ● – исходном состоянии и после предварительной продольной прокатки до ■ – 20 и ▲ – 40%

Из графиков видно, что с увеличением степени поперечной прокатки A_0 увеличиваются, что соответствует уменьшению среднего значения модуля Юнга, как это обычно происходит при увеличении внутренних напряжений в поликристаллах.

Амплитуды вторых гармоник уменьшаются до нуля, а затем увеличиваются по модулю. Гармоники A_2 вносят основной вклад в анизотропию свойств листов сплава. С уменьшением амплитуд вторых гармоник мы наблюдаем уменьшение анизотропии модуля Юнга, а затем ее рост с изменением самого характера анизотропии.

Гармоники A_4 вначале растут, а затем уменьшаются до первоначальных величин. Рост A_4 приводит к смещению экстремума функции $E(\varphi)$ в сторону меньших углов с НП.

По данным Фурье-анализа анизотропии $1/E(\varphi)$ и значениям ИХТ по формулам (2.34) нашли значения компонент тензора податливости монокристаллов сплава Ti-5Al-2V после различных режимов обработки. Результаты приведены в таблице 4.11.

Таблица 4.11

Значения компонент тензора податливости монокристаллов сплава Ti-5Al-2V после различных режимов обработки.

Номер компоненты	Компоненты тензора податливости, $10^{-11} \text{ м}^2 / \text{Н}$				
	Степень деформации комбинацией прямой и поперечной прокаток, %				
	0+0	0+15	0+30	0+45	0+60
S ₁₁	0,970	0,968	0,928	1,457	1,108
S ₁₂	-0,485	-0,484	-0,464	-0,728	-0,554
S ₄₄	1,619	1,556	1,893	-1,421	1,040
S ₃₃	0,373	0,136	0,430954	-2,869	-0,422974
S ₁₃	-0,135	-0,129	-0,157796	0,118	-0,086682
	20+0	20+15	20+30	20+45	40+60
S ₁₁	1,037	1,039	1,026794	0,982474	0,857814
S ₁₂	-0,518	-0,519	-0,513397	-0,491237	-0,428907
S ₄₄	1,520	1,744	1,687	2,034823	3,02478
S ₃₃	0,411	0,216	0,111	0,446003	1,268292
S ₁₃	-0,127	-0,145	-0,140	-0,169569	-0,252065
	40+0	40+15	40+30	40+45	40+60
S ₁₁	1,016	1,087	1,121	1,044	0,89
S ₁₂	-0,508	-0,543	-0,560	-0,522	-0,445
S ₄₄	1,655	1,515	1,536	2,1108	3,318
S ₃₃	0,355	0,325	0,330	0,454	0,712
S ₁₃	-0,137	-0,128	-0,174	0,437	1,725

Значения компонент тензора податливости монокристаллов сплава Ti-5Al-2V и его интегральные характеристики текстуры (табл.4.8) использовали для расчета анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава,

подвергнутых разным режимам обработки. Результаты расчетов представлены графически на рисунке 4.15. Получили, что для данного сплава характер анизотропии модуля сдвига аналогичен характеру анизотропии модуля Юнга, но с большим коэффициентом анизотропии. Коэффициент анизотропии модуля сдвига для исходных листов равен 11.6%. Последующая поперечная прокатка 30% снижает

этот коэффициент до 5,8%. С увеличением степени поперечной прокатки до 60% коэффициент анизотропии увеличивается до 8,2%.

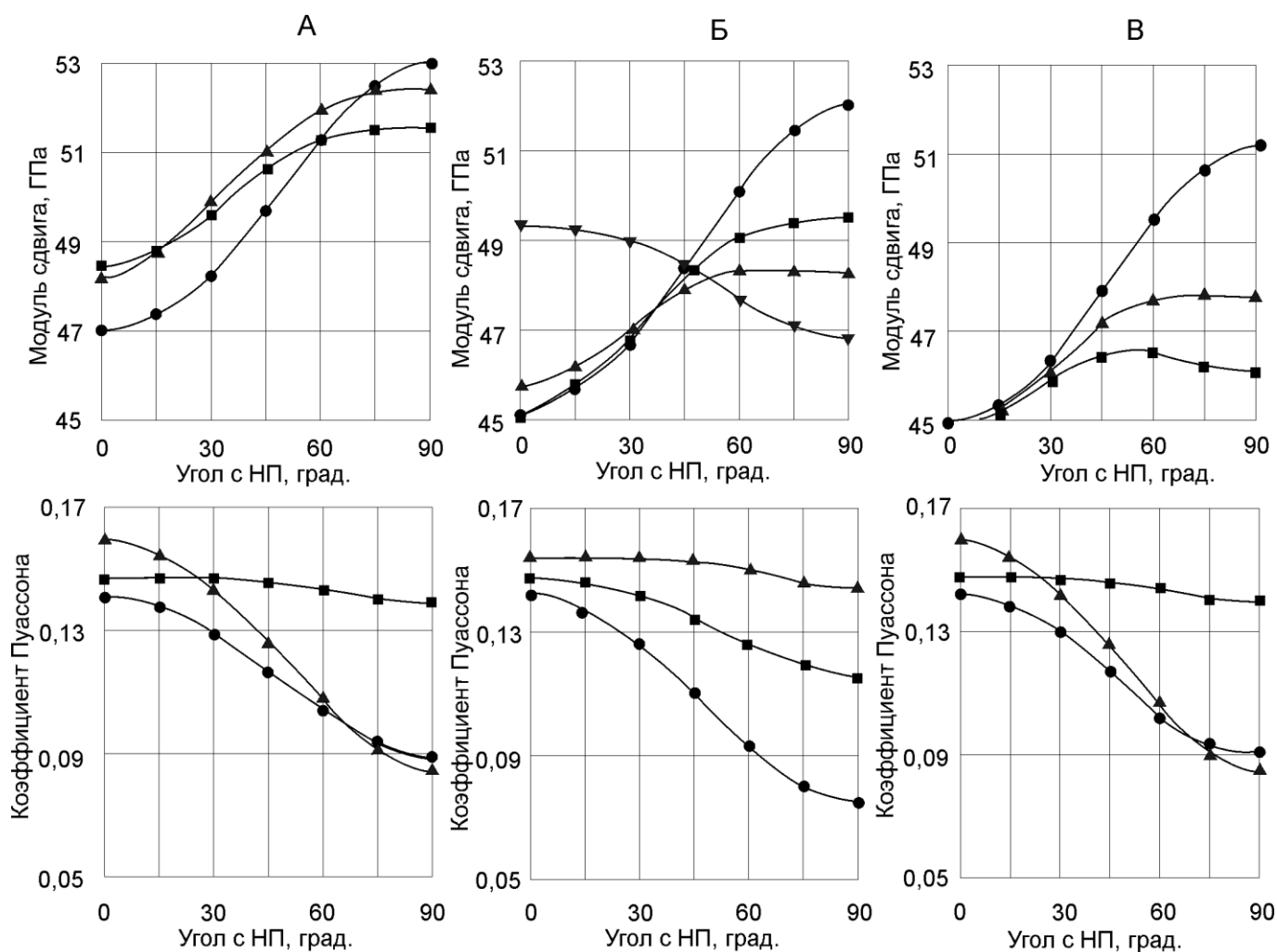


Рис. 4.15. Анизотропия модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава $Ti-5Al-2V$ в исходном состоянии (А) и после продольной прокатки до 20% (Б) и 40% (В) с дальнейшей поперечной прокаткой до $\bullet-0$, $\blacksquare-30$, $\blacktriangle-45$ и $\blacktriangledown-60\%$

Получили, что для данного сплава характер анизотропии модуля сдвига аналогичен характеру анизотропии модуля Юнга, но с большим коэффициентом анизотропии. Коэффициент анизотропии модуля сдвига для исходных листов равен 11,6%. Последующая поперечная прокатка 30% снижает этот коэффициент до 5,8%. С увеличением степени поперечной прокатки до 60% коэффициент анизотропии увеличивается до 8,2%.

Для листов, предварительно продольнокатанных до 20%, степень анизотропии меняется в пределах 13,3-5%. Минимальное значение коэффициента 5 % в этом случае соответствует поперечной прокатке 45%.

Для листов с предварительной продольной прокаткой 40% коэффициент анизотропии меняется в пределах 12,3-3,6%. Минимальное значение коэффициента анизотропии 3,6% соответствует 60% поперечной прокатки.

Характер анизотропии коэффициента Пуассона противоположен характеру анизотропии модулей Юнга и сдвига. Коэффициент Пуассона отличается от других упругих свойств высокой степенью анизотропии.

Степень анизотропии коэффициента Пуассона исходных листов равен 37,2%. В процессе последующей поперечной прокатки он уменьшается до 6,7% при 30% деформации, а затем при увеличении степени поперечной прокатки до 60% увеличивается до 46,8%. Для листов с предварительной продольной прокаткой 20%, степень анизотропии коэффициента Пуассона меняется в пределах 47-6,5%. Минимальное значение степени анизотропии 6,5% соответствует 45% поперечной прокатки.

Для предварительно продольнокатаных до 40% листов коэффициент анизотропии меняется примерно в тех же пределах 46,8-6,7%. Минимальное значение степени анизотропии 6,7% соответствует 60% поперечной прокатки. Таким образом, несмотря на различия в характере анизотропии, все упругие свойства сплавов Ti-5Al-2V имеют минимальные значения степени анизотропии для одних и тех же режимов обработки.

Продольной прокатке 40% с последующей поперечной 60% соответствуют наименьшие значения степеней анизотропии: 1,7% для модуля Юнга, 3,6% для модуля сдвига и 6,7% для коэффициента Пуассона. Близкие к этим значениям степеней анизотропии: 1,7%, 5%, 6,5% для модулей Юнга и сдвига, коэффициента Пуассона, соответственно, дает обработка: продольная прокатка 20% + поперечная прокатка 45%. Для исходных листов минимальные коэффициенты анизотропии упругих свойств соответствуют последующей поперечной прокатке 30% и принимают значения: 2,5; 5,8; 6,7% для модулей Юнга, сдвига и коэффициента Пуассона, соответственно.

По сравнению со сплавом Ti-3Al-1,5V, в сплаве Ti-5Al-2V режимы обработок, обеспечивающие минимальную анизотропию упругих свойств, соответствуют более

высоким степеням поперечной прокатки. Сравнивая результаты исследования анизотропии упругих свойств обоих сплавов, следует отметить, что наименьшую степень анизотропии модуля Юнга (0,7%) можно получить в сплаве Ti-3Al-1,5V, минимальные значения коэффициента анизотропии модуля сдвига в обоих сплавах находятся на одном уровне: 4,5%. Наименьшую степень анизотропии коэффициента Пуассона (~6,5%) можно получить в сплаве Ti-5Al-2V. Для сплава Ti-3Al-1,5V минимальное значение степени анизотропии коэффициента Пуассона равно 11%.

В таблице 4.12 приведены значения микротвердостей листов сплава Ti-5Al-2V, подвергнутых комбинации прямой и поперечной прокаток для направлений НН, НП и ПН, а также значения коэффициентов «текстурного упрочнения».

Таблица 4.12

Значения микротвердости листов сплава Ti-5Al-2V, деформированных комбинацией прямой и поперечной прокаток

Степень прокатки, %		Микротвердость, H , МПа			K_{\perp}
продольная	поперечная	НН	НП	ПН	
20	0	3445	2827	3081	0,142
	15	3796	2890	3087	0,212
	30	4044	2980	3073	0,251
	45	4100	3087	3043	0,252
	60	4095	3273	2970	0,237
40	0	3476	2949	3167	0,120
	15	3684	2954	3127	0,174
	30	3841	2997	3100	0,206
	45	3911	3068	3068	0,215
	60	3895	3154	3051	0,203

На рисунках 4.16 и 4.17 результаты измерений микротвердостей и соответствующих коэффициентов текстурного упрочнения приведены графически.

Микротвердость листов сплава, предварительно продольнокатаных до 20%, после поперечной прокатки монотонно возрастает в НН и НП. Микротвердость в НН выше, чем в НП и ПН, что объясняется наличием в текстуре значительного количества «твердой» компоненты (0001). В листах, предварительно

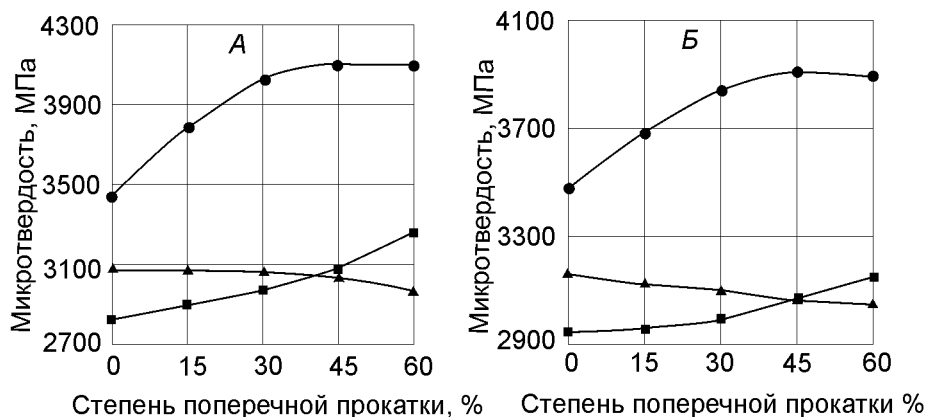


Рис.4.16. Зависимость микротвердости от степени поперечной прокатки листов сплава Ti-5Al-2V предварительно продольнокатанных до А-20 и Б-40% обжатия для ● - НН, ■ – НП и ▲ -ПН.

продольнокатанных до 40%, микротвердость также увеличивается для направлений НН и НП. В ПН микротвердость в зависимости от степени поперечной прокатки незначительно уменьшается. Это может свидетельствовать о том, что роль "твердой" компоненты в этом направлении подавляется текстурными превращениями, но в любом случае при повышении степени поперечной прокатки имеет место значительное текстурное упрочнение.

Наибольшее упрочнение в сплаве Ti-5Al-2V достигается в НН при поперечной прокатке предварительно продольнокатанных до 20% листов. Максимальное значение коэффициента K_{\perp} в сплаве получено при обработке: продольная прокатка 20%+ поперечная прокатка 45%. K_{\perp} для таких листов составил величину ~0,252.

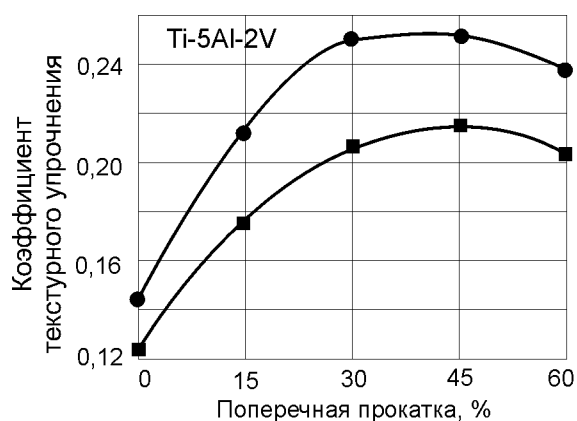


Рис. 4.17. Изменение коэффициента "текстурного упрочнения" в процессе деформации поперечной прокаткой листов сплава Ti-5Al-2V, предварительно прокатанных вдоль НП до ● - 20 и ■ -40% деформации

В сравнении со сплавом Ti-3Al-1,5V листы сплава Ti-5Al-2V обладают более высоким коэффициентом текстурного упрочнения и более высокими характеристиками прочности и упругости в НН. Поэтому при конструировании изделий, работающих в условиях двухосного напряженно-деформированного состояния, применение листов этого сплава более предпочтительно.

4.3. Выводы.

1. Изучено влияние поперечной прокатки на текстурные превращения в исходных и продольнокатаных до 20 и 40% листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V. Наблюдаемые текстурные превращения протекают по схеме: начальные стадии поперечной прокатки приводят к некоторому изменению величины рассеяния полюсов [0001] в ПН. Дальнейшее повышение степени поперечной прокатки сопровождается появлением на ПФ максимумов в ПН, которые при увеличении степени деформации усиливаются и вытягиваются в НП. Текстура стремится быть кольцевой с сохранением достаточно сильной исходной базисной компоненты. С увеличением степени предварительной продольной прокатки процесс формирования кольцевой текстуры соответствует более высоким степеням последующей поперечной прокатки.

Для сплава Ti-5Al-2V области повышенной полюсной плотности максимально вытягиваются по кольцу вокруг НН после обработок: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 45%, продольная прокатка 40%+поперечная прокатка 60%, а также исходный лист+поперечная прокатка 30%.

Для сплава Ti-3Al-1,5V аналогичные текстурные превращения соответствуют обработкам: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 40%, продольная прокатка 40%+поперечная прокатка 50%, а также исходный лист+поперечная прокатка 20%. Интегральные характеристики текстуры I_1 и I_2 при указанных режимах становятся равными, что соответствует формированию кольцевой или базисной центрального типа текстуры.

2. Изучено влияние поперечной прокатки на анизотропию модуля Юнга. Для исходных листов исследуемых сплавов максимальные значения модуля Юнга соответствуют ПН. Поперечная прокатка изменяет характер анизотропии модуля Юнга, смещая его максимальные значения в сторону меньших углов с НП. Получение практически изотропного листа для сплава Ti-3Al-1,5V с коэффициентов анизотропии 0,7% соответствует обработке: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 40%. Для сплава Ti-5Al-2V минимальное значение коэффициента анизотропии модуля Юнга 1,7% обеспечивается обработками: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 45% и продольная прокатка 40%+поперечная прокатка 60%.

3. Определили монокристалльные характеристики исследуемых сплавов после различных режимов обработки. По монокристалльным характеристикам и ИХТ рассчитали анизотропию модуля сдвига и коэффициента Пуассона. Для сплава Ti-3Al-1,5V минимальные значения степени анизотропии модуля сдвига (4%) и коэффициента Пуассона (11%) соответствуют одной и той же обработке: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 40%, которая обеспечивает и минимальное значение коэффициента анизотропии модуля Юнга (0,7%). Для сплава Ti-5Al-2V минимальные значения степени анизотропии модуля сдвига 3,6% и 5% соответствуют обработкам: продольная прокатка 40%+поперечная прокатка 60%, продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 45%, соответственно. Эти же режимы обработки обеспечивают минимальное значение степени анизотропии коэффициента Пуассона (~6,5%) и модуля Юнга (~1,7%). Полученные данные по анизотропии всех упругих свойств находятся в полном согласии с поведением интегральных характеристик I_1 и I_2 . Именно при указанных режимах $I_1 = I_2$, усредненный статистический угол наклона гексагональной призмы к плоскости проката равен нулю и степень анизотропии свойств является минимальной.

4. Измерениями микротвердости в НН, НП, ПН определили влияние поперечной прокатки на текстурное упрочнение исследуемых сплавов. В сплаве Ti-3Al-1,5V максимальное упрочнение соответствует обработке: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 40%. В этом случае коэффициент текстурного

упрочнения равен 0,22. Листы сплава Ti-5Al-2V под влиянием поперечной прокатки упрочняются в большей степени. Максимальное упрочнение в листах этого сплава соответствует обработке: продольная прокатка 20%+поперечная прокатка 45% и составляет величину 0,252. Высокое упрочнение сплавов при указанных режимах объясняется наличием в текстуре значительного количества "твердой" текстурной составляющей (0001).

Общие выводы по диссертации

1. Усовершенствована методика количественного описания анизотропии свойств текстурованных гексагональных поликристаллов орторомбической симметрии. Установлено, что наряду с интегральными характеристиками текстуры (ИХТ), реконструированными из ПФ {0002}, важное значение имеет введенный в данной работе статистический угол α наклона оси [0001] к плоскости поликристалла.

2. Показано, что представление текстур посредством ИХТ позволяет оценить тензорную размерность свойства материала для последующего расчета его анизотропии, что важно для получения материалов с заданными физико-механическими свойствами. Установлено, что анизотропия коэффициента повреждаемости в деформированных листах технического титана описывается тензором 2-го ранга.

3. Выяснено, что холодная прокатка до 20% формирует в листах сплавов Ti-3Al-1,5V и Ti-5Al-2V наряду с исходной базисной ориентировку "типа цинка". При дальнейшей деформации в сплаве Ti-3Al-1,5V развивается ориентировка "типа титана" и окончательное текстурное состояние его представлено ориентировками: $(0001)[10\bar{1}0] + \{(0001)_{\pm\alpha_2}\text{НН-НП}\} + \{(0001)_{\pm\alpha_1}\text{НН-ПН}\}$.

В сплаве Ti-5Al-2V при деформациях больше 60% ориентировка "типа цинка" исчезает и окончательная текстура характеризуется суммой ориентировок $(0001)[10\bar{1}0] + \{(0001)_{\pm\alpha_1}\text{НН-ПН}\}$.

4. Установлено, что формирование текстуры холодной прокатки в исследованных сплавах на начальных стадиях осуществляется за счет базисного и пирамидального скольжения, способствующих развитию ориентировок "типа магния" и "типа цинка". При повышении степени деформации текстура в листах сплава Ti-3Al-1,5V развивается за счет призматического скольжения и множественного двойникования по системам $\{30\bar{3}4\}\langle uv\bar{v}w\rangle$, $\{10\bar{1}3\}\langle uv\bar{v}w\rangle$ и $\{11\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}\bar{6}\rangle$, формирующих ориентировки "типа цинка" и "типа титана". Сохранение базисной компоненты в этом сплаве при высоких степенях деформаций связано с процессами раздвойникования.

В сплаве Ti-5Al-2V основными механизмами деформации являются базисное, призматическое скольжения и двойникование по системе $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$, способствующие развитию ориентировки "типа титана". Сохранение в окончательной текстуре интенсивной базисной компоненты в сплаве Ti-5Al-2V обусловлено уменьшением критического сдвигового напряжения при базисном скольжении за счет повышенного содержания алюминия в этом сплаве.

5. Из анализа расчетных и экспериментальных анизотропий модуля Юнга листов сплавов следует некорректность использования монокристалльных характеристик Ti для расчета анизотропии свойств сплавов на его основе. Расчетно-экспериментальным методом по результатам анализа текстур в представлении ИХТ и Фурье-анализа анизотропии модуля Юнга были определены монокристалльные характеристики сплавов. Значения монокристалльных характеристик сплавов использовали для расчета анизотропии модуля сдвига, коэффициента Пуассона, модуля Юнга в НН исследуемых сплавов. Корректность применения монокристалльных характеристик сплавов была подтверждена расчетами анизотропии модуля Юнга, которые показали хорошее совпадение с экспериментом.

6. На основе проведенных экспериментальных и теоретических исследований предложены оптимальные режимы обработки исследованных сплавов, обеспечивающие минимальную степень анизотропии их упругих свойств и максимальное текстурное упрочнение.

Литература

1. Большаков В.И., Лобанов Л.М., Рычагов В.Н., Жеребин М.И. Еще раз о создании СНИП «Стальные конструкции» для Украины//МТОМ.-1999.-№4.-с.5-11.
2. 4 Евразийская научно практическая конференция «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2008. Решение конференции.2008.Москва 8-10 апреля 2008 г. М.: МИСиС. 289 с.
3. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов.-М.:Металлургия, 1977.-431 с.
4. Джаффи Р.И., Вилкокс Б.А. Проблемы разработки конструкционных сплавов. Сб Научн трудов. X Коллоквиума по материаловедению инст. Баттела. пер. с англ.. М.: Metallurgia, 1980.-335 с.
5. Чалмерс Б. Физическое металловедение. М.: ГНТИ. Черная и цветн. металлургия, 1963. 455 с.
6. Agnew S.R., Duygulu O. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B// *International Journal of Plasticity*.- 2005.-**21**.- p. 1161-1193.
7. Barnett M.R., Nave M.D., Bettles C.J., Deformation microstructures and textures of some cold rolled Mg alloys// *Materials Science and Engineering*.-2004.-**386A**.-p. 205-211.
8. Miura S., Yamamoto S., Ohkubo K., et al. Deformation behavior of Mg alloy single crystals at various temperatures// *Materials Science Forum*.-2000.- **350-351**.-p. 183-188.
9. Nobre J.P., Noster U., Kornmeier M., et al. Deformation asymmetry of AZ31 wrought magnesium alloy// *Key Engineering Materials*, 2002.-**230-232**.-p. 267-270.
10. Somekawa H., Kohzu M., Tanabe S., et al. The press formability in magnesium alloy AZ31// *Materials Science Forum*.-2000.- **350-351**.- p. 177-182.
11. Koike J., Kobayashi T., Mukai T., et al. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys// *Acta Materialia*/2003,- **51**.- p. 2055-2065.
12. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., et al. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip//*Acta Materialia*, - 2000.- **48**.-p. 1345-1359.

13. Karaman I., Sehitoglu H., Beaudoin A.J., et al. Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip// *Acta Materialia*.- 2000.- **48**.- p. 2031-2047.
14. Совкова Т.С., Брюханова З.А., Волчок Н.А. Влияние ванадия на текстуру и анизотропию свойств листов сплава Ti-4Al// Сб. трудов 5 Евразийской научно-практической конференции «прочность неоднородных структур» ПРОСТ-10.-20-22 апреля 2010.-М.:МИСиС.-с.36.
15. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Текстура и анизотропия модуля Юнга холоднокатаных листов титанового сплава ПТЗ-В// Физика и техника высоких давлений.-2010.-№1.- с. 123-132.
16. Захарченко И.Г., Совкова Т.С., Волчок Н.А., Брюханов П.А. Влияние вида и степени деформации холодной прокаткой на текстуру и анизотропию упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V.// тез. 5 Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур, ПРОСТ-10.-МИСиС. 2010. с.35.
17. Зильберг Ю.В. Брюханов А.А., Родман Д., Борманн Д., Шапер М., Родман, Хепке М. Изменение механических свойств листа из сплава AZ31 в результате роликовой правки// Производство проката.- 2010.-№1. с.3-7.
18. Kelley E.W., Hosford W.F. Plane-strain compression of magnesium and magnesium alloy crystals//*Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1968.- **242**.- p. 5-13.
19. Lou X.Y. MS Thesis *Hardening Evolution of AZ31B Mg Sheet*. Department of Materials Science and Engineering, Columbus, Ohio, U.S.A. The Ohio State University:- 2005.
20. Lebensohn R.A., Tome C.N. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development in polycrystals application to zirconium alloys// *Acta Metallurgica et Materialia*.-1993.- **41**.-p 2611-2624.
21. Peirce D., Asaro R.J., Needleman A. An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals// *Acta Metallurgica*.-1982.- **30**.- p. 1087-1119.

22. Peirce D., Asaro R.J., Needleman A. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids// *Acta Metallurgica*.-1983.- **31**.-p. 1951-1976.
23. Von Mises R. Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen// *Z. Angew. Math. Mech.*,1928.- **8**: 161-185, 1928.
24. Cottrell A.H., Bilby B.A. Mechanism for the growth of deformation twins in crystals// *Philosophical Magazine* 1951.-**42**: p. 573-581.
25. Christian. J.W., Mahajan S., Deformation twinning// *Progress in Materials Science*.-1995.- **39**.-p. 1-157.
26. Thompson N., Millard D.J. Twin formation in cadmium. *Philosophical Magazine*//1953.- **43**.-p. 422-440.
27. Serra A., Bacon D.J. Computer simulation of twin boundaries in the h.c.p. metals// *Philosophical Magazine*.- **54**.- p. 793-804.
28. Richman R.H. The diversity of twinning in body-centered cubic structures, in *Deformation Twinning*/ R.E. Reed-Hill, J.P. Hirth, et al., Editors. Gordon and Breach Science Publisher: 1964, 142p.
29. Venables J.A., Deformation twinning in face-centred cubic metals. *Philosophical Magazine*//1961.- **6**.- p. 379-396.
30. Venables J.A. Deformation twinning in fcc metals, in *Deformation Twinning*./R.E. Reed-Hill, J.P. Hirth, et al., Editors. Gordon and Breach Science Publishers: 1964.-77-116.
31. Groves G.W., Kelley A. Independent slip systems in crystals// *The Philosophical Magazine*.- **8**.-p. 877-887.
32. Yoo M.H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals// *Metallurgical Transactions*.- **12A**.-p. 409-418.
33. Cahn R.W. Twinned crystals// *Advances in Physics*.- 1954.- **3**.-p. 363-445.
34. Bilby B.A., Crocker A.G. The theory of the crystallography of deformation twinning// *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and physical sciences*.-1965.- **288**.- p. 240-255.
35. Hall E.O. Twinning and Diffusionless Transformations in Metals, London: Butterworths Scientific Publications, 1954.

36. Reed-Hill R.E., Robertson W.D. Additional modes of deformation twinning in magnesium// *Acta Metall*1957.- **5**.- p.717-727.
37. Barrett C.S. The crystallographic mechanisms of translation, twinning and banding, in *Cold Working of Metals*. American Society for Metals, Cleveland, Ohio: 1949.-p. 65-98.
38. Kelley A., Groves G.W. Crystallography and crystal defects. Harlow, Longmans: 1970.
39. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия, 1966. 224 с.
40. Хонинкомб Р. Пластическая деформация металлов.М.: Мир, 1972. 408 с.
41. Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титановых сплавов.М.: Металлургия, 1983. 180 с.
42. Сильникова Е.Ф. Сопротивление деформации текстурированного металла//Тр. Ленинград. политехн. института.-1981.-№378.-с.36-42.
43. Садовский В.Д., Сорокин И.П. –В кн.: Структура и свойства текстурированных металлов и сплавов.- М.: Наука, 1969. с 171-174.
44. Green J.A., Latanision R.M. Factors controlling the corrosion behavior of titanium and titanium-nickel alloys solid solutions// *Corrosion (USA)*, 1973.-**29**. №10.-p. 386-392.
45. Harlotte J.E. Anisotropic irradiation creep of zircalloy-2// *Phil. Mag.*-1978.-**38**, №1.- Part 1.- p.- 49-60
46. Най Дж. Физические свойства кристаллов. М.: ИЛ, 1960. 385 с.
47. Петрунько А.Н., Олесов Ю.Г., Дрозденко В.А. Титан в новой технике. М.: Металлургия, 1979. 160 с.
48. Шоенков Г.И., Блащук В.Е., Мелехов Р.К. и др. Изготовление и эксплуатация оборудования из титана. К.: Техніка, 1984. 120 с.
49. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 369 с.
50. Глазунов С.Г., Важенин С.Ф., Зюков-Батырев Т.Д., Раймер Я.Л. Применение титана в народном хозяйстве. К.: Техніка, 1975. 200 с.

51. Schutz R.W. Performance and application of titanium alloys in geothermal brine service// Mater. Perform.-1985.-**24**.-№1.-p.39-47.
52. Minkler W.W. Titanium for chemical processing equipment// Metal. Progr.-1978.-113.-№2.-p,27-31.
53. Hanson B.H. Titanium in the oil industry// Anti-Corros. Meth. and Mater.-1976.-**23**.-№6.-p. 5-8.
54. Lindemann J. Eigenschaften und Anwendung von Titanrohren//3R Int.-1978.-**17**.-№8.-s/-521-524.
55. Скородумов В.А., Абрамов Д.С., Александров В.А. Основные тенденции развития зарубежной титановой промышленности/ЦНИИ экон. и инф. цв.металлургии// Обзор инф. Сер.экон. цв. металлургии.-1989.-№4.-с.1-77.
- 56 Clark H.T. The texture of cold rolled and annealed Ti// Trans. AIME,-1950.-**188**.-p. 1154-1156.
- 57 Willams D.N., Eppelscheimer D.S. Die recisyallisation texturen des titan// Metallkunde.-1953.-**44**.-S. 360-362.
58. McHargue J.C., Hammond J.P. Preferred orientation in iodide Ti// Trans. AIME.-1953.-**197**.-№4.-p 57-61.
59. Keller J.H., Geisler A.H. Preferred orientation in rolled and annealed Ti// Trans. AIME.-1956.-206.-p. 80-90
60. Dillamore I.L., Roberts W.T. Preferred orientation in wrought and annealed metals// Metallurgical Rev.-1965.-**10**.-№39.-p. 271-271.
61. Roberts W.T. Preferred orientation and anisotropy in Ti// J. Less. Common Metals.-1962.-4.-p. 355-361.
62. Мухаев В.В., Адамеску Р.А., Лакеева З.Н. и др. Формирование текстуры при холодной прокатке технического титана// Изв. вузов. Цвет. мет.-1968.-№1.-с.151-154.
63. Мороз И.А., Брюханов А.А., Иваний В.С. Развитие анизотропии свойств прокатанных листов технического титана// Изв. вузов. Цвет. мет.-1976.-№4.-с. 114-118.

64. Агеев Н.В., Бабарэко А.А. Текстуры прокатки и рекристаллизации титана// Изв. АН СССР. ОТН.-1955.-№8.-с. 100-106.
65. Брюханов А.А., Мороз И.А. Влияние пластической деформации возврата и рекристаллизации на анизотропию модуля Юнга и текстуру листового титана// ФММ.-1976.-**43**.-№3.-с. 664-668.
66. Брюханов А.А., Васылив В.И., Захарченко И.Г. Текстура и анизотропия свойств титановых сплавов// Изв. вузов. Цвет. мет.-1973.-№2.-с.161-163.
67. Мельник И.Г. Закономерности упругой анизотропии и развитие текстуры листового титана//ФММ.-1972.-**34**.-№6.-с. 1307-1310.
68. Chin C.J. Mannel W.L. Competition Among Basal, Prism and Pyramidal Slip Modes in HCP Metals//Metall. Trans.-1970.-**1**.-№2.-p. 357-361.
69. Paton N.E., Williams J.C. Rauscher C.P. The deformation of α -Phase Titanium// Titanium Sci. and Technol.-1973.-p.1049-1069
70. Paton N.E., Bachofen W.A. Plastic deformation of Ti at elevated temperatures//Met. Trans. ASM.-1970.-**1**.-p. 2839-2847.
71. Liu T.S. Steinbard M.A. Twinning in single crystals of Ti// J.Metals.-1952.-8.-p. 1043-1044.
72. Paton N.E., Bachofen W.A. Evidence for 1011deformation twinning in Ti//Trans AIME.-1969.-245.-p. 1369-1370.
73. Одинокова Л.П., Богачев И.В. Характер пластической деформации титановых сплавов при различных видах нагружения// Цв. Metallургия.-1965.-№2.-с.71-77.
74. Одинокова Л.П. О роли двойникования в пластической деформации титана//Изв. АН СССР. Металлы.-1967.-№1.-с.134-139.
75. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. М.: Metallургия, 1974. 544 с.
76. Вассерман И., Гревен Д. Текстуры металлических материалов. М.: Metallургия, 1969. 654 с.
77. Хейкер Д.М.,Зевин Л.С. Рентгеновская дифрактометрия. М.: Физматгиз, 1963. 380 с.

78. Смирнов В.С., Дурнев В.Д. Текстурирование металлов при прокатке. М.: Металлургия, 1971. 256 с.
79. Вишняков Я.Д., Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975. 479 с.
80. Кудрявцев И.П. Текстуры в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1965. 328 с.
81. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 272 с.
82. Вайнштейн Б. К., Структурная электроннография. М: Наука, 1956. 482 с ; Electron diffraction technique, v. 1-2, ed. by I. M. Cowley, Oxf.: 1992-93.
83. Шиммель Г., Методика электронной микроскопии. пер. с нем., М.: Мир, 1972. 300 с.
84. Haesener F., Jakubowski U., Wilkens M. Topographische Anordnung von Kristallorientierungen in gewalztem hochreinem Kupfer bestimmt mittels elektronenmikroskopischer Feinbereichbeugung//Acta met.-1966.-**14**, №3-.s. 454-457.
85. Comparison of quantitative texture analysis results from time-of-flight and conventional neutron diffraction/K.Feldmann, M,Betzl, A.Andreeff a.e.// Texture Cryst.Solids.-1980.-**4**, 1.-p.1-11.
86. Spunnar J. Texture and neutron diffraction//Atom. Energy Rev. 1976/-**14**, №2.-p.199-261.
87. Pospiesh J., Gerhard J. The orientation density function of single crystals from growth-selection experiments// Mater. proc. 5-th ICOTOM, Aachen, 1978.-Springer.-**2**-p.483-490.
88. Chamagne L. Mise en evidence par microscope optique de la 1 anisotropie de texture sur les alliages Zr//Metaux.-1979.-54.-№643.-p. 112-119.
89. Harold A. Stand und Entwicklungstendenzen der Automatisierung der Röntgenpulverdiffraktometrie// Frieberg. Forschunsh.-1984.-№243.-s.7-10.
90. Опыт эксплуатации автоматического рентгеновского дифрактометра для исследования текстур ДАРТ-2,0/ М.М.Бородкина, Ю.Н.Ведерников, Евграфов и др.//Аппаратура и методы рентгеноанализа.-Л.:Машиностроение,1977.-№18.-с123-131.

- 91 Куртасов С.Ф., Бородкина М.М. Автоматизация количественных исследований текстуры//Завод. лаборатория.-1982.-48.-№3.-с.28-31.
- 92 Дикарева Р.П. Введение в кристаллофизику. М.: Изд-во Флинта-Наука,1997.240с.
93. Гинье А. Рентгенография металлов. М.: Физматгиз, 1961. 604 с.
94. Лайнер Д.И., Радишевский А.И. Методика построения полных полюсных фигур// Научн. тр. Н.-и. и проект. ин-та спл. и об-ки цв. мет.-1973.-№39.-с.53-68.
95. Лайнер Д.И., Радишевский А.И., Комарова И.А.// Полные полюсные фигуры текстур металлов с ГЦК решеткой.-Кристаллография.-.1974.- **19**.- вып.5.-с.942-945
96. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В. Теория образования текстур. М.: Наука, 1979. 343 с.
97. Качанов Н.Н., Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Практическое руководство. М.: Машгиз, 1960. 216 с.
98. Гохман А.Р., Брюханов А.А. К учету дефокусировки при исследованиях сплавов с механически нестабильным фазовым составом.// Заводская лаборатория.-1989.- №6.-с.52-54.
99. Гохман А.Р. Автореферат кандидатской диссертации Л.: ЛПИ.- 1988.- 32 с.
100. Стрет Д.В. Теория звука.-М.: ГИТТЛ, 1955. 125 с
101. Брюханов А.О. Вивчення пружних властивостей сталєх дротів в області рекристалізації.// УФЖ.-1965.-10.-№1.-с.104-107.
102. Войтенко А.Ф., Новиков Н.В. Установка для исследования характеристик упругости и внутреннего трения материалов в интервале температур 3-30000К//Завод. лаборатория.-1973.-**39**.-№5.-с.616-618.
103. Александров А.В., Попов В.Д., Державин Б.М. Соппротивление материалов.-М.: Высшая школа,-2009.-560 с.
104. Посохин Н.Н. Об испытании деталей мелкого размера на приборе микротвердости//Завод. лаборатория.-1956.-**22**.-;6.-с.733-734.
105. Uspenski N.,Konobejewski S.-Z. Phys.,1923, **10**, p. 215-227.
106. Kurdjumow G., Sachs G.-Z. Phys, 1930, **62**, 592-599.

107. Глокер Р. Рентгеновские лучи и испытание материалов. М.-Л.: ГТТИ, 1932. 396 с.
108. Виглин А.С. Количественная мера текстуры поликристаллического материала//ФТТ.-1960.-2.-вып.10.-с.2463-2476.
109. Bunge H.J. Analysis by Orientation distribution function// Z. Metallkunde.- 1965.-56.-№18.-p.872-874.
110. Roe R.J. Discription of crystallite orientation in polycrystalline materials. General solution to pole figure inversion//J. Appl. Phys.-1965.-36.-p.2024-2031.
111. Bunge H.J. Einstellung von Verformungstexturen in metallischen Werkstoffen//Krist. und Techn/-1971.-6.-№6.-s.677-728.
112. Davies G. Texture analysis and anisotropy in metals//J. Metals.-1976.-28.-№7.-p21-28.
113. Vordeja J.J., Fernande L., Cabal G. Representation Tridimensional de la textura por el de Roe-Bunge. Applicationa una chera de Fe-17%Cr recrestallizada// Rev. met. CENJM.-1976.-12.-№5.-p.260-265.
114. Kleinstuck K., Tobisch J. Texturuntersuchungen von Metallen mittels Neutron beugung// Krist. und Tech.-1976.-11.-№4.-s.409-429.
115. Mucklich A., Tobisch J., Kleinstuck K., Henning K. Investigation ito the development of rolling texture of some FCC metals//Texture materials/ Proc. 5-th ICOTOM. Aachen. 1978.-Berlin: Springer. 1978.-p.243-273.
116. Bunge H.J., Tobisch J. The texture transition in α -brass determined by neutron diffraction//J. Appl. Crystallogr.-1972.-5.-№4.-p/27-40.
117. Tobisch J., Mucklich A. The development of rolling texture in α -brass determined by neutron diffraction//Ntxture.-1974.-1.-№4.-p.211-231.
118. Pospiesh J.,Lucke K. The rolling textures of copper and α -brasses discussed in terms of orientation distribution function//Acta met.-1975.-23.-№8.-p.997-1007.
119. Hirsch J., Vernich K.H., Luche K. Texture development during rolling in Cu and Cu-Zn alloys// Mater. Proc. 6-th ICOTOM. Tokyo. Sept.-Oct. 1981.-Tokyo: Iron and Steel Inst. of Japan.-1981.-p.239-255.

120. Clement A. Predication of deformation texture using a physical principle of conservation// Mater. Sci. and Eng.-1982.-**55**.-№2.-p.208-210.
121. Александров И.В., Кайбышев О.А. Изучение текстуры при помощи функции распределения кристаллографических ориентировок кубических металлов// Зав. Лаборатория.-1978.-**44**.-№3.-с.286-289.
122. Старцева Т.В., Кайбышев О.А., Александров И.В. Методика определения функции распределения кристаллографических ориентировок кубических металлов// Зав. лаборатория.-1979.- **45**.-№4.-с.334-338
123. Александров И.В., Кайбышев О.А. Моделирование на ЭВМ процессов текстурообразования при пластической деформации в металлах и сплавах с ГЦК- и ГПУ – решетками// Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах. Тез. докл. № Всесоюзной конф. Красноярск. 11-13 июня 1980 г.-Красноярск: КПИ. 1980.-с.304-305.
124. Александров И.В., Кайбышев О.А. Моделирование текстур металлов и сплавов с ГЦК-решеткой на электронновычислительной машине//ФММ.-1981.-**52**.-вып.1.-с.112-118.
125. Александров И.В., Кайбышев О.А. Методика моделирования на ЭВМ процессов текстурообразования при пластической деформации// Зав. лаборатория.-1984.-№9.-с.43-46.
126. Венцель Е.С. Теория вероятностей. М.: ГИФМЛ, 1958. 464 с.
127. Тихонов А.Н., Арсенин Ф.Я. Методы решения некорректных задач. М.: Наука, 1979. 285 с.
128. Matthies S. Standart function in the Texture analyse//Phys. status Solidi.-1980.-101.-№1.-p.111-115.
129. Lucke K.,Pospiesh J., Jura J. On problem of representation of the true orientation distribution function from pole figures//Acta met.-1981.-29.-№1.-p.167-185.
130. Matthies S. On reproducibility of orientation distribution function of texture samples from pole figures// Phys. status Solidi.-1979.-№2.-p.167-185.
- 131.Савелова Т.И. Формулы обращения задачи восстановления функции распределения ориентаций текстур по полюсным плотностям и их следствия.Тез.

- докл.; 4 Всесоюзной конференции. Горький. 20-22 апреля 1983 г.-Горький: ГПИ. 1983.- с.231-232.
132. Сатдарова Ф.Ф., Козлов Д.Д. Оптимальное оценивание гармоник физического профиля дифракционной линии//Зав. лаборатория.-1982.-48.-№10.-р.1202-1209.
133. Брюханов А.А., Усов В.В., Поповкин В.Е. Трехмерное представление развития текстуры холоднокатаной меди.//ФММ.-1981.-52.-вып.2.-с.337-342.
134. Matthies S. Form Effect in Dicription of the orientation Distribution function of Texturized Materials by Model Components// Phys. status Solidi.- 1982.-112.-№6.-р.705-716.
135. Ruer D.,Baro R. Taking into account of the Background in the Vector Method// Proc. Mater. 6-th ICOTOM. Tokuo. Sept.-oct. 1981.-Tokuo: Iron and Steel Inst. Jap. 1981.-р.1416-1426.
136. Куртасов С.Ф. Методика количественного анализа текстур прокатки материалов с кубической симметрией кристаллической решетки// Зав. лаборатория. Диагностика материалов.-2007.-73.-№7.-с. 41-44.
137. Сатдарова Ф.Ф.,Козлов Д.А. Оптимальное планирование эксперимента для измерения текстурной функции//Зав. лаборатория.-1982.-48.-№3.-с.44-48.
138. Сатдарова Ф.Ф., Козлов Д.А., Кепало А.И. Оценивание эффективных коэффициентов упругости плоскодеформированных металлов с кубической решеткой по измеренным гармоникам текстурной функции//Зав. лаборатория.-1985.-51.- №11.-с.53-56.
139. Сатдарова Ф.Ф., Козлов Д.А., Блехман Б.Н. Обобщенные параметры рассеяния ориентировок в плоскодеформированных металлах//ФММ.-1986.-61.-вып.1.-с.149-152.
140. Яшников В.П. Об одной задаче дифракции// Функциональный анализ и его приложения.-1978.-12.-вып.1.-с.91-96.
141. Яшников В.П. Восстановление весовой функции на группе $SO(3)$ по неполным дифракционным данным// Функциональный анализ и его приложения.-1080.-14.-вып.1.- с 91-92.

142. Яшников В.П. Математические аспекты проблемы реконструкции текстурной функции поликристаллического объекта по рентгеновским дифракционным данным// Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах. Тез. докл. № Всесоюзной конф. Красноярск. 11-13 июня 1980 г.-Красноярск: КПИ. 1980.-с.307-308.
143. Яшников В.П. Оптимальная реконструкция текстурной функции поликристалла по конечному набору значений дифракционной интенсивности// Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах. Тез. докл. № Всесоюзной конф. Красноярск. 11-13 июня 1980 г.-Красноярск: КПИ. 1980.-с.308-309.
144. Яшников В.П. Характеризация дифракционной интенсивности для некоторых классов весовых функций//УМН.-1981.-**36**.-вып.5.-с.209-212.
145. Брюханов А.А., Гохман А.Р. Вероятностный метод количественного исследования текстуры// Зав. лаборатория.-1983.-**49**.-№4.-с.56-58
146. Брюханов А.А., Гохман А.Р. К восстановлению функции распределения ориентаций кристаллов по ограниченному числу полюсных фигур//Зав. лаборатория.-1984.-№9.- с.40-43.
147. Брюханов А.А., Гохман А.Р. Функция распределения ориентаций гексагонального α -титана//Изв. АН СССР.Металлы.-1985.-№5.-с.145-148.
148. Брюханов А.А., Гохман А.Р. Текстура прокатки и упругие константы монокристаллов аустенитной стали 12Х18Н10Т//Металлофизика.-1985.-№7.-с.76-79.
149. Гохман А.Р., Брюханов А.А., Бунин Л.А. Влияние термической обработки на механические и физические свойства листов сплава **ВТ-23**// Известия вузов. Цветная металлургия.-1990.-№3.-с.108-112.
150. Bunge H.J. Mathematische Methoden der Texturanalyse. Berlin.: Akademie-Verlag, 1969. 330 p.
151. Шаскольская М.П. Кристаллография.-М.: Высш. школа, 1984. 376 с.
152. Адамеску Р.А., Гельд П.В., Митюшов Е.А. Анизотропия физических свойств металлов. М.: Металлургия, 1985. 138 с.
153. Манита А.Д. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Изд. отдел УНЦ ДО МГУ, 2001. 120 с.

154. Гохман А.Р., Жуковский В.К. Зависимость физико-механических свойств конструкционных материалов электронной техники от текстуры//Изв.вузов РФ. Матер. электр. техники.-2005.-№1.-с.70-74.
155. Іовчев С.І , Стоянов П.П., Волчок Н.А. Інтегральні характеристики гексагональних текстур//. International Conference of Students and Young Scientists in Theoretical and Experimental Physics. HEUREKA-2009. Book of abstracts. May 20-22, 2009 Lviv. Ukraine. Lviv: LNU. p.A19.
156. Захарченко И.Г., Волчок Н.А. Брюханов П.А. Анизотропия упругих свойств α -сплавов титана и их монокристалльные характеристики// МТОМ.-2009.-№3. с. 18-22.
157. Брюханов А.А. Упругая анизотропия текстурированного поликристаллического агрегата.// Изв.вузов. Физика.-1976.-№4.-с.159. Деп. ВИНТИ.Рег.№398-76.Деп.
158. Брюханов А.А., Васылив В.И., Захарченко И.Г. Текстура и анизотропия свойств титановых листов.// Изв.вузов. Цветная металлургия.-1973.-№2.-с.161-163.
159. Брюханов А.А., Мороз И.А. Направленное развитие анизотропии упругих свойств в текстурированных листах.// ФХММ АНУССР.-1976.--№3.-с.134.
160. Брюханов А.А. Общие закономерности анизотропии упругих свойств кубических кристаллов и текстура металлов кубической системы. 1.Текстуры прокатки.// Изв.вузов.Физика.-1977.-№4.-с.153. Деп. ВИНТИ. Рег.№53-57.
161. Брюханов А.А., Мороз И.А., Иваний В.С., Брюханова З.А. Упругая анизотропия и текстура прокатки гексагональных металлов.// Изв.вузов. Цветная металлургия.-1976.-№3.-с.106-110.
162. Брюханов А.А., Терещенко О.И., Брюханов А.Е. Рекристаллизация холоднокатаной меди и Фурье-анализ упругой анизотропии.// Изв.вузов.Физика.-1967.-37.-с.29-33.
163. Брюханов А.А., Барановская З.А., Брюханов А.Е. О текстуре рекристаллизации листового ковара// МиТОМ.-1968.-№4.-с. 36-38.
164. Брюханов А.А., Калинец Л.А. Применение рядов Фурье в технологии прокатки.// Физика прочности и пластичности металлов и сплавов. Тез 7-ой Всесоюзной конференции.Куйбышев:-1973 г. Июнь. КПИ. 1973. с.2.

165. Брюханов А.А., Иваний В.С., Васылив В.И. Упругая анизотропия и текстура прокатанного циркония.// Изв.вузов. Цветная металлургия.-1975.-№1.-с.110-115.
166. Брюханов А.А., Мороз И.А. Влияние деформации, возврата и рекристаллизации на анизотропию модуля Юнга и текстуру листового титана.// ФММ.- 1976.-42.-вып. 3.- с.664-667.
167. Шульце Г. Металлофизика. М.: Мир, 1971. 503 с.
168. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Текстура и анизотропия модуля Юнга холоднокатаных листов титанового сплава ПТЗ-В// ФитВД.-2010.-20.-№1.- с.123-132.
169. Брюханов А.А., Волчок Н.А., Совкова Т.С. Влияние холодной прокатки на характеристики текстуры и анизотропию свойств α -сплава Ti-3Al-1,5V.// Материаловедение.-2010.-№4.-с.9-14
170. Брюханов А.А., Зильберг Ю.В., Шапер М., Стоянов П.П., Родман Д., Хепке М., Родман Д. Влияние деформации холодной правкой на текстуру и анизотропию свойств листов магниевого сплава AZ31// Наука и технологии. Деформация и разрушение материалов.-2010.- №8.-с. 34-40.
171. Maugin G.A. The Thermomechanic soft Plasticity and Fracture/Cambridge: Cambridge University Press, 1992.-350 p.
172. Betten J. Applications of tensor fuctions in continuum damage mechanics / J.Betten//Int. J. DamageMechanics.-1992.-V.1.-№.1.-P.47-59.
173. Chaboche J.L. Continuum damage mechanics: Part I-General concepts/ J.L.Chaboche // J.Appl.Mech.-1988.-V.55.№.1.-P.59-64.
174. Chaboche J.L.Continuum damage mechanics: Part II-Damage growth, crackinitiation, and crack growth/J.L.Chaboche//J.Appl.Mech.-1988.- V.55.-№.1.-P.65-72
175. Kachanov L.M. Introduction to Continuum Damage Mechanics/ L.M.Kachanov.-Dordrecht, Boston: Martinus Nijho-1986.-135 p.
176. Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics/J.Lemaitre.-Berlin: Springer-Verlag, 1992.-210 p.

177. Вакуленко А.А. Континуальная модель среды с трещинами/А.А.Вакуленко М.Л. Качанов//Изв.АН СССР.-Мех.тврд.тела.-1971.-№4.- С.159-166.
178. Chow C.L. Ductile fracture characterization with the anisotropic continuum damage theory/C.L.Chow, J.Wang//Eng.Fracture Mech.-1988.-V.30.- P.547-563.
179. Davison L. Thermodynamic constitution of spalling elastic bodies/ L. Davison, A.L. Stevens//J. Appl. Phys.-1973.-V.44.-P. 668-674.
180. Dragon A. A continuum model for plastic brittle behavior of rock and concrete/A. Dragon, Z. Mroz//Int. J. Eng.Sci.-1979.-V.17.-No.2.-P.121-137.
181. Krajcinovic D. Damage mechanics/D. Krajcinovic//Mech. Materials.-1989.-V.8.-P.117-197.
182. Krajcinovic D. The continuous damage theory of brittle materials. Part I: General theory/D. Krajcinovic, G.U. Fonseka// J.Appl. Mech.- 1981.-V.48.-No.4.-P.809-815.
183. Lemaitre, J. A Course on Damage Mechanics/ J. Lemaitre.- Berlin: Springer-Verlag, 1992.- 210p.
184. Onat E.T. Effective properties of elastic materials that contain penny shaped voids/E.T.Onat//Int. J. Engng. Sci.-1984.-V.22.-№8-10.-P.1013-1021.
185. Simo J.C. Strain- and stress-based continuum damage models- I. Formulation/J.C.Simo, J.W.Ju//Int.J.Solids Structures.-1987.-V.23.-№7.-P.821-840.
186. Lemaitre J. Mechanics of Materials/J. Lemaitre, J.L. Chaboche.- Cambridge: Cambridge University Press, 1990.
187. Гохман А.Р., Волчок Н.А.. Изучение ориентационной зависимости коэффициента повреждаемости прокатанных листов технического титана ВТ1-0// ФизТВД, 2009.- **19**.- №4.- с.111-117.
188. Gokhman A., International Union of crystallography congress, 1999. Glasgow, England. 4-13. August.
189. Брюханов А.А, Гохман А.Р., Михайливский Ю.Г., Цмоць В.М. Влияние пластической деформации на текстуру и свойства моно- и поликристаллов сплава ПТ-3ВкТ// ФММ.- 1991.- **56**.-№5.- с.175-180.

190. Владимиров В.И., Кусов А.А. Эволюция дислокационных неоднородностей при пластической деформации металлов//ФММ.-1075.-**39**.-№6.-с.1150-1155.
191. Усов В.В. Фрактальная природа анизотропии физических свойств деформированных металлических систем с кубической решеткой. - Одесса: ТЭС, 2001. - 130 с.
192. Вишняков Я.Д., Владимиров С.А., Полухин М.И. Эффект атермического разупрочнения кристаллических материалов в процессе холодной пластической деформации// ДАН СССР.-1972.-**206**.-№3.-с. 584-585.
193. Явление атермического разупрочнения и текстура прокатки никеля/ Я.Д.Вишняков, С.А.Владимиров, В.Н.Серебрянный и др.// ФММ.-**43**.-№4.-с.871-873.
194. Связь между твердостью титановых сплавов и их прочностью/ И.М.Павлов, Ю.Ф.Тарасевич, Г.Г.Лашкевич и др.//Завод. лаборатория.-1978.-**44**.-№5.-с. 605-608.
195. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана.-М.:Металлургия, 1976.-184 с.
196. Regnier P., Dupouy J.M. Dissociation et glissement des dislocation sur le plan prismatique des metaux hexagonaux//Phys. Status Sol.-1968.-**28**.-№1.-p. 55-57
297. Regnier P., Dupouy J.M. Prismatic slip in Berillium and the relative ease of glide in HCP metals// Phys. Status Sol.-1970.-**39**.-№1.-p. 79-93.
198. Шишмаков А.С., Адамеску Р.А. Связь текстуры и механизма деформации гексагональных металлов и сплавов с энергией дефектов упаковки//ФММ.-1976.-**40**.-с. 858-861.
199. Tyson W. Basal and prismatic slip in HCP-crystals//J. Metals.-1968.-**20**.-p. 5-9.
200. Levin E.D. Deformation mechanism in titanium at low temperatures//Trans AIME.-1866.-236.-p. 1558-1565.
201. Partridge P.G., The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. Metallurgical Reviews, 12: 169-194, 1967.
202. Совкова Т.С. Физические основы текстурообразования и развитие анизотропии свойств при деформации сплавов на основе титана./Автореф канд дис., Киев.: ИПМ АНУССР, 1990, 26 с.
- 203 Saceres C.H, Sumitomo T., and M. Veidt M. Pseudoelastic behavior of cast

magnesium AZ91 alloy under cyclic loading-unloading// Acta Mater.- 2003.- **51**.-p. 6211-6218

204. Keshavarz Z and Barnett M.R. In-situ investigation of twinning behavior in Mg-3Al-1Zn. in Magnesium Technology 2005. San Francisco, California, USA: TMS. 2005.-p. 171-175.

205. A. Serra, R.C. Pond, and D.J. Bacon, Computer simulation of the structure and mobility of twinning dislocations in hcp metals//. Acta Metallurgica et Materialia.- 1991.- **39**.- p.1469-1480.

206. M. Li and X. Zhou, Numerical simulation on wrinkling of non-contact region in sheet metal forming// China Mechanical Engineering, 1997.- №8.-p. 37-39,

207. Бунин Л.А., Колачев Б.А., Бецофен С.Я. О связи прочности титановых конструкций со свойствами деформированных полуфабрикатов//Цвет. мет. 1983.- №6.-с.96-98.

208 Хорев А.И., Красножон А.И., Бабарэко А.А. и др.Анизотропия механических свойств и текстурное упрочнение титановых сплавов// Легирование и термообработка титановых сплавов.-М.: ВИЛС. 1977.- с.242-252.

209. Смирнов А.Р., Москаленко В.А. Дислокационная субструктура механические свойства титана, деформированного с разными скоростями//ФММ.-1988.-**66**.-№4.-с. 799-807.

210. Брюханов А.А.,Тарасов А.Ф.,Усов В.В. Изменение текстуры и анизотропии упругих свойств при прямой и поперечной прокатке сплава ОТ4//МиТОМ.-1983.- №9.-с. 28-29.

211. Брюханов А.А., Совкова Т.С. Текстура и анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-Al-V при прямой и поперечной прокатке//Изв. вузов.Цветн.мет.-1981.- №4.-с.94-98.

212. Брюханов А.А., Захарченко И.Г., Тарасов А.Ф. Анизотропия упругих свойств и текстурное упрочнение листов сплава VT20//ФММ.-1982.-**54**.-№2.-с.415-416.

213. Захарченко И.Г., Волчок Н.А., Брюханов П.А., Совкова Т.С. Влияние комбинации прямой и поперечной прокаток на текстуру и анизотропию свойств листов α - титанового сплава Ti-3Al-1,5V// Нові матеріали і технології в металургії

та машинобудуванні.- 2010.-№ 1. с. 93-98.

214. Брюханов А.А., Усов В.В., Совкова Т.С. Управление анизотропией упругих и прочностных свойств листовых материалов путем варьирования вида и степени холодной прокатки// 3 Всесоюзная конф. по текстурам и рекристаллизации в мет. и спл. Красноярск. июнь 1980. Тез докл. Красноярск: КПИ.1980.-с. 338-339.

215. Іовчев С.І , Стоянов П.П., Волчок Н.А. Інтегральні характеристики гексагональних текстур// Вісник Львівського нац. ун-ту. Серія фізична.-2010.-вип 39.-с.294-299.

216. Іовчев С.І , Стоянов П.П., Волчок Н.А. Інтегральні характеристики гексагональних текстур//. International Conference of Students and Young Scientists in Theoretical and Experimental Physics. HEUREKA-2009. Book of abstracts. May 20-22, 2009 Lviv. Ukraine. Lviv: LNU. p.A19.