

АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ

ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
им. И. Н. ФРАНЦЕВИЧА

На правах рукописи

ЛОШКО ДИНА ВАСИЛЬЕВНА

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ
ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ
МОНОКРИСТАЛЛОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Специальность 01.04.07 - физика твердого тела

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Киев-1992

Работа выполнена в Институте проблем материаловедения АН Украины.

Научный консультант: член-корр. АН Украины Мильман Д.В.
Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор Лихачев В.А.;
доктор физико-математических наук,

ЛННБ України ім.В.Стефаніка профессор Красовский А.Я.;



00816262 (P)

ор физико-математических наук,
ессор Засимчук Е.Э..

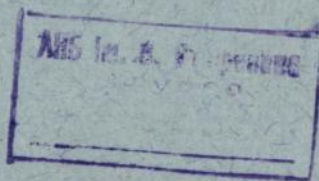
Ведущая организация: Физико-технический институт низких температур АН Украины.

Защита состоится "24" ноября 1992 г. в 10 час. на заседании специализированного ученого совета Д 016.23.01 по специальности "Физика твердого тела" по физико-математическим и техническим наукам в Институте проблем материаловедения АН Украины по адресу: 252180, Киев, ул.Кржижановского, 3.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института проблем материаловедения АН Украины.

Автореферат разослан "23" октября 1992 г.

Ученый секретарь
специализированного
ученого совета
Д 016.23.01
кандидат техн.наук



Ю.Б.ПАДЕРНО

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Тугоплавкие металлы широко используются в современной технике в качестве конструкционных материалов для работы в экстремальных условиях высоких температур и нагрузок, и задача управления их механическими свойствами в широком интервале температур имеет большое практическое значение. Решение этой задачи связано с важнейшей проблемой физики твердого тела - проблемой формирования структуры в процессе деформации твердых тел и связи структуры с механическими свойствами. Для тугоплавких ОЦК металлов эта проблема представляет особый интерес в связи с тем, что резкая температурная зависимость предела текучести, а также склонность к межзеренному разрушению обуславливают их невысокую низкотемпературную пластичность.

Физические основы прочности и пластичности тугоплавких металлов созданы трудами многих отечественных и зарубежных ученых, в том числе киевской школы исследователей [1а, 2а]. Основные результаты получены для поликристаллических сплавов. При этом оставался недостаточно изученным ряд фундаментальных физических проблем деформации и разрушения тугоплавких металлов на различных масштабных уровнях, для выяснения выяснения которых были необходимы исследования на монокристаллах. Важнейшие из этих проблем: физическая природа анизотропии механических свойств тугоплавких металлов в широком интервале температур, физическая природа упрочняющего и пластифицирующего действия разориентированных границ деформационного происхождения (ГДП), специфика деформации приповерхностных слоев. Изучение монокристаллов дает возможность исключить влияние на указанные свойства границ зерен и четко проследить за влиянием кристаллографической ориентации материала.

Исследование монокристаллов тугоплавких металлов актуально также потому, что они находят непосредственное применение в различных областях электронной и лазерной техники и, кроме того, являются хорошим объектом для исследования структур, формирующихся при высокотемпературной деформации, в

связи с отсутствием фазовых превращений вплоть до температуры плавления и высоким значением этой температуры, а также характеристической температуры деформации T^* [1а], что обеспечивает сохранение структур обработки при комнатной температуре.

Проблема физики деформации приповерхностного слоя тугоплавких металлов при различных видах воздействия на поверхность (механическая обработка, облучение) привлекла значительное внимание в последние годы. Очевидно, наряду с закономерностями деформации и разрушения, общими для поверхности и объема материала, процессы деформации и разрушения у поверхности могут иметь свои особенности в связи с 1) специфической движением дислокаций; 2) облегчением у поверхности поворотных мод деформации; 3) химическим взаимодействием обрабатываемого материала с инструментом и окружающей средой; 4) возможности аморфизации тончайшего приповерхностного слоя. Указанные проблемы являются фундаментальными для раздела физики прочности и пластичности, который можно назвать «физика деформированной поверхности».

Цели и задачи исследования. Целью настоящей работы является изучение физических закономерностей формирования дислокационной структуры монокристаллов тугоплавких металлов при различных видах деформации (прокатка, гидроэкструзия, механическая обработка поверхности, механические испытания изгибом, локальное нагружение жестким индентором) в широком диапазоне температур; закономерностей влияния этих структур на механические свойства (предел текучести, температуру хладноломкости и др.).

В связи с этим в работе были поставлены и решены следующие задачи:

1) изучение дислокационных конфигураций, формирующихся при локальном нагружении на различных плоскостях монокристаллов молибдена в широком интервале температур;

2) изучение ориентационной зависимости характеристик подвижности дислокаций в объеме и в приповерхностных слоях;

3) изучение физической природы анизотропии предела текучести при нагружении изгибом монокристаллов молибдена и

хрома, не подвергавшихся предварительной деформации:

4) изучение ориентационной зависимости температуры хладноломкости и вида разрушения монокристаллов молибдена и хрома при изгибе;

5) изучение эволюции дислокационной структуры монокристаллов при больших деформациях в широком интервале температур;

6) изучение влияния ГДП с разными разориентациями на механические свойства деформированных кристаллов;

7) установление корреляции структуры и механических свойств моно- и поликристаллических тугоплавких металлов;

8) изучение закономерностей формирования структуры при различных видах воздействия на поверхность монокристалла, в основном после механической обработки;

9) изучение физических закономерностей аморфизации тончайшего приповерхностного слоя кристаллических материалов, в том числе тугоплавких металлов, при механической обработке и облучении электронами и ионами.

Научная новизна. Впервые установлены физические закономерности образования дислокационных розеток при локальном нагружении монокристаллического молибдена в широком интервале температур и нагрузок. Впервые для молибдена при $T < T^*$ произведена оценка активационных параметров движения дислокаций в розетках.

Впервые показано, что ориентационная зависимость критического напряжения сдвига ОЦК монокристаллов может быть объяснена ориентационной зависимостью скорости размножения дислокаций, которая влияет на величину энергии активации пластической деформации $U_{зф}$.

Впервые показано, что скол в монокристаллах молибдена и хрома при испытании на изгиб происходит по разным плоскостям зон $\langle 001 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$.

Впервые установлена зависимость характеристик ансамбля ГДП, формирующегося в монокристалле молибдена после высокотемпературной прокатки и гидрокструзии, от ориентации исходного кристалла, и показано влияние различия механизмов деформации и разрушения в кристаллах с разными ансамблями

ГДП на их механические свойства.

Впервые проведено комплексное исследование структуры приповерхностного слоя монокристаллов молибдена после широкого набора видов механической обработки (точение, шлифование, обработка микрорезцом из абразивного зерна, полирование). В частности, впервые обнаружена и изучена кристаллографическая текстура искаженного приповерхностного слоя. Рассмотрены механизмы формирования приповерхностной структуры.

Впервые предложена классификация механизмов абразивного изнашивания кристаллических материалов в связи с механизмами их деформации и разрушения. Выделены 4 класса материалов, для которых построены схемы структур приповерхностного слоя. Впервые обнаружено разупрочнение поверхностного слоя монокристаллического молибдена при механическом легировании медью в процессе механической полировки.

Впервые сформулированы необходимые условия аморфизации тончайшего приповерхностного слоя при механической обработке поверхности кристаллических материалов, воздействию пучков электронов и ионов аргона невысоких энергий. Впервые показан факт наличия аморфизации на плоскости кристалла, являющейся плоскостью скольжения, и ее отсутствие на других плоскостях в идентичных условиях механической обработки.

Решение поставленных в работе задач и полученные результаты можно квалифицировать как разработку физических представлений о закономерностях формирования структуры и механических свойств монокристаллов тугоплавких металлов в объеме и у поверхности (включая монокристаллы, содержащие ГДП), что является вкладом в развитие перспективных научных направлений физики деформационного упрочнения монокристаллов и физики деформированной поверхности.

Практическая ценность работы. Полученные результаты являются научной основой для управления процессами термомеханической обработки моно- и поликристаллов тугоплавких ОЦК металлов, а также процессами механической обработки (резание, шлифование, полирование) этих металлов. Результаты проведенных исследований способствуют пониманию процессов фор-

мирования при термомеханической обработке дислокационной структуры, кристаллографической текстуры, их влияния на комплекс механических свойств, их анизотропию, вид разрушения материала. В частности, научно обоснованы способы обработки, повышающие низкотемпературную пластичность изделий, получаемых прокаткой и гидроэкструзией ОЦК металлов.

Результаты работы успешно использованы при разработке режимов прокатки и торцевой осадки промышленных сплавов молибдена (ВНИИТС), прокатки сплавов хрома (ВИЛС).

Результаты, полученные при исследовании механически обработанной поверхности, являются научной основой для разработки абразивного инструмента, оптимизации режимов механической обработки тугоплавких металлов, оптимизации технологии изготовления поверхностей высокого качества, в частности, зеркал технологических лазеров. Результаты использованы при разработке абразивного инструмента в ОКБ ИПМ Украины и обработке поверхности тугоплавких металлов в п/о "Луч".

Предложенная классификация процессов абразивного изнашивания способствует пониманию особенностей формирования структуры в связи с характеристиками процессов деформации и разрушения для широкого набора кристаллических материалов.

Установленные закономерности аморфизации тончайшего приповерхностного слоя кристаллических материалов при механической полировке, особенности аморфизации при облучении тугоплавких кристаллов электронами и ионами аргона невысоких энергий необходимы для контролирования свойств поверхности ряда изделий электроники, зеркал технологических лазеров и т.п.

Основные положения, представляемые к защите.

1. Общие закономерности формирования дислокационных конфигураций при локальном нагружении монокристаллического молибдена в области холодной и теплой деформации, снижение энергии активации при движении дислокаций вдоль поверхности по механизму одинарного перегиба.

2. Экспериментально установленные закономерности анизотропии предела текучести и низкотемпературной пластичности монокристаллов молибдена и хрома разной чистоты, анализ ее

физической природы в связи с влиянием ориентации кристалла на скорость размножения дислокаций и эффективную энергию активации пластической деформации.

3. Роль мало- и высокоугловых границ деформационного происхождения в формировании механических свойств деформированных монокристаллов молибдена и их анизотропии.

4. Классификация механизмов абразивного изнашивания кристаллических материалов в связи с механизмом деформации и разрушения и специфика формирования структуры приповерхностной деформации монокристаллического молибдена.

5. Физические закономерности аморфизации кристаллических материалов при энергетическом воздействии на поверхность как следствие структурной повреждаемости и взаимодействия с окружающей средой.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на: Симпозиуме Академии Наук СССР и ГДР (Тбилиси, 1976); IX, XI, XIII Всесоюзных конференциях по физике прочности и пластичности металлов и сплавов (Куйбышев, 1979, 1986, 1989); XI Всесоюзной конференции по электронной микроскопии (Таллинн, 1979); IV научном семинаре "Влияние высоких давлений на вещество" (Кацивели, 1979); IV и VI Всесоюзных конференциях "Физика разрушения" (Киев, 1980, 1989); III Всесоюзном семинаре "Структура и свойства границ зерен" (Черноголовка, 1981); VI, VIII и X Всесоюзных семинарах по дифракционным методам исследования искаженных структур (Ленинград-Лосево, 1982; Череповец, 1983, 1985); V межвузовском семинаре "Роль структурных дефектов в разрушении высокопрочных материалов" (Вологда, 1982); III, IV и V Всесоюзных семинарах "Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов" (Свердловск, 1984, 1987, 1990); III Всесоюзном семинаре "Физико-технологические проблемы поверхности металлов" (Ленинград, 1984); XIV Всесоюзном совещании по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами (Москва, 1984); Объединенном заседании Всесоюзных семинаров "Упрочнение поверхности и усталость металлов" (Махачкала, 1985); V Республиканской конференции "Физика разрушения" (Черновцы, 1985); II семинаре "Структурные аспекты локализации деформа-

ции и разрушения" (Харьков, 1986); в Всесоюзном семинаре "Физико-технологические проблемы поверхности металлов" (Алма-Ата, 1986); XII и XIII Всесоюзных совещаниях "Получение, структура, физические свойства и применение высокочистых и монокристаллических тугоплавких и редких металлов" (Суздаль, 1987, 1990); Объединенном заседании трех Всесоюзных семинаров "Дифракционные методы исследования искаженных структур, "Актуальные проблемы прочности" и "Физико-технологические проблемы поверхности металлов" (Череповец, 1988); конференции "Триботехника и надежность инструментальных и конструкционных материалов" (Київ, 1988); 12. Международном Планзее-семинаре (Австрия, Ройтте/Тироль, 1989); I Всесоюзной школе-семинаре "Структурная и химическая микронеоднородность в материалах" (Київ, 1990); конференции "Структурная самоорганизация и оптимизация триботехнических характеристик конструкционных и инструментальных материалов" (Тернополь, 1990); совместном заседании семинара "Физико-технологические проблемы поверхности металлов" и секции физических процессов при трении и изнашивании Межведомственного научного совета по трибологии (Горький, 1990); I и II Европейских конференциях "Восток-Запад" по материалам и технологиям "MatTech '90" и "MatTech '91" (Финляндия, Хельсинки, 1990 и 1991); 4-й Республиканской конференции "Субструктурное упрочнение металлов" (Київ, 1990); VI Всесоюзной конференции "Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах" (Свердловск, 1991); семинаре "Механика и физика разрушения хрупких и малопластичных материалов" (Рига, 1991).

Публикации. Основные положения диссертации опубликованы в работах I-49 списка, приведенного в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов, заключения, приложения и списка литературы. Полный объем - 462 с., из них 283 с. машинописного текста. Диссертация содержит 23 таблицы, 182 рисунка, библиография - 561 работа.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении сформулированы основные задачи, решаемые в диссертации, определено их место в развитии физики прочности и пластичности, дана структура работы, обоснована ее актуальность, научная и практическая значимость. Кратко изложены полученные результаты, сформулированы положения, выносимые на защиту.

Каждая из пяти глав работы посвящена одному защищаемому положению. В начале каждой главы помещен краткий литературный обзор по соответствующему вопросу.

В первой главе изложены результаты исследования дислокационных конфигураций, формирующихся при локальном нагружении кристаллов молибдена алмазным индентором, и результаты оценки параметров подвижности дислокаций. Для кристаллов тугоплавких металлов в литературе практически отсутствуют подобные данные для температур выше 293 К, оценки параметров подвижности дислокаций весьма противоречивы.

В наших первых исследованиях, выполненных совместно с Э.М.Надгорным и Е.Б.Лейко, на индентированной при T 293К плоскости $\{001\}$ молибдена методом ямок травления были обнаружены дислокации чрезвычайно высокой подвижности (ВП-дислокации). Эти дислокации уходили на большие расстояния от места укола и во время последующего изгиба образца двигались в плоскостях $\{112\}$ при напряжениях, примерно в 50 раз меньших предела текучести. Кроме того, вблизи от места укола формировалась розетка ямок травления, состоящая из 4 плотных двойных лучей, направленных вдоль $\langle 110 \rangle$. Центральная часть дислокационной розетки была предметом дальнейшего исследования в широком интервале температур (77...1173 К) и нагрузок на индентор (0,2...5 Н). Исследование выполнено также на плоскостях $\{110\}$ и $\{111\}$, где дислокации травлением не выявляются, и для обнаружения розеток использован метод рентгеновской топографии по Бергу-Баррету.

Показано, что резкое изменение конфигурации дислокационных розеток происходит при характеристической температуре деформации T^* [1а], что соответствует переходу от холодной к теплой деформации [3а]. Для молибдена $T^* \approx 500$ К. Выше T^*

вследствие резкой активизации процессов поперечного скольжения и переползания розетка становится округлой, форма цепочек ямок травления приближается к линиям равных напряжений под индентором. Ниже T^* дислокации в основном движутся в плоскостях скольжения и в конфигурациях призматического скольжения вдоль направлений векторов Бюргерса $(a/2)\langle III \rangle$. Резкое изменение конфигурации дислокационной розетки при T^* наблюдалось нами также в кристаллах корунда и является, вероятно, общей закономерностью в кристаллах с резкой температурной зависимостью предела текучести.

Обычно при $T < T^*$ зависимость скорости дислокаций v от напряжения τ описывают эмпирической зависимостью

$$v = v_0 (\tau/\tau_0)^m, \quad (1)$$

где v_0 - скорость поперечных звуковых волн, τ_0 - константа материала, m - чувствительность скорости дислокаций к напряжению. Мы представляем эту зависимость как следствие выражения для скорости термически активированного движения дислокаций с учетом прямых и обратных скачков

$$v = C e^{-U/kT} \text{sh}(V\tau/kT), \quad (2)$$

где C - константа материала, k - постоянная Больцмана, U - энергия активации движения дислокаций, V - активационный объем. В выражениях (1) и (2) τ в общем случае является разностью между приложенным напряжением и его атермической компонентой. Последняя в монокристаллах при $T < 293\text{K}$ мала по сравнению с τ , и ею обычно пренебрегают.

При $V\tau/kT > 1.2$ зависимость $v(\tau)$ близка к экспоненциальной, что соответствует высокому m . При $V\tau/kT < 0,6$ зависимость $v(\tau)$ близка к линейной, что соответствует $m \rightarrow 1$. Таким образом, при низких температурах (при условии $V = \text{const}$) значение m должно быть сравнительно высоким и снижаться при повышении температуры, что и наблюдается в большинстве экспериментов. Однако, для ВП-дислокаций наблюдается аномальная зависимость: при снижении температуры от 293 до 4,2 К m уменьшается от 9 до 2. В работе сделан вывод, что эта аномалия обусловлена влиянием на движение дислокаций напряжений

τ_i от других дислокаций розетки (как одного ее луча, так и разных), которые являются составляющей атермической компоненты действующего напряжения τ_a . В связи с очень малой величиной напряжения движения ВП-дислокация величина τ_a может стать сравнимой с величиной действующих напряжений, вычитание τ_a из τ приводит к нормальной температурной зависимости m , и m должно стать ниже минимального измеренного значения.

Учет τ_i от дислокация одного луча розетки проведен Ю.В.Мильманом [4а], который получил выражение для длины луча

$$l = c P^{m/2m+1} t^{1/2m+1} e^{-U/kT(2m+1)} \quad (3)$$

где c - константа, P - нагрузка на индентор, t - время выдержки под нагрузкой.

В работе формула (3) была впервые применена для металлических кристаллов. Согласно (3) при постоянных P и t и неизменном механизме деформации зависимость $\lg l = f(1/T)$ должна быть линейной, что наблюдается при $T < T^*$ (рис.1).

Наиболее интересным результатом оценки m и U по (3) (табл.1) является тот факт, что величина U для плоскости (110) оказывается в 2 раза ниже, чем для других плоскостей. При индентировании плоскости (110) ($T < T^*$) краевые полупет-

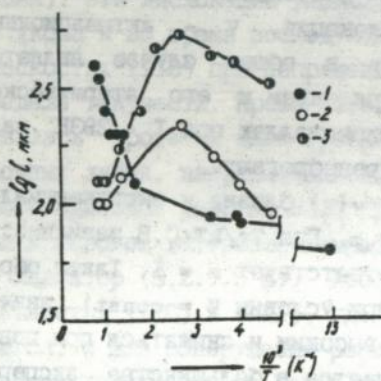


Рис.1. Зависимость длины луча дислокационной розетки (или радиуса дислокационного облака) от обратной температуры ($P=1,15H$, $t=15c$):

1 - поверхность {001},

2 - поверхность {111},

3 - поверхность {110}.

ли дислокаций {110}<111> движутся параллельно поверхности вдоль направлений векторов Бюргерса, и уменьшение в 2 раза энергии активации движения дислокаций свидетельствует в

пользу их движения вдоль поверхности по механизму одинарного перегиба в отличие от двойного перегиба при движении в объеме. Соответственно длина лучей розетки на этой плоскости максимальна (рис.1).

Таблица I

Активационные параметры движения дислокаций
при локальном нагружении

Ориентация индентированной поверхности	m	U , эВ
{001}	20-30	0,13-0,19
{110}	1,7	0,09
{111}	~1,7	0,18

Установлена также ориентационная зависимость m : величина m имеет низкое значение для петель краевых дислокаций, которые при движении не пересекаются (индентирование плоскостей {110} и {111}), и высокое значение при индентировании плоскости {001}, где под индентором пересекаются дислокации с четырьмя типами векторов Бюргерса $(a/2)\langle 111 \rangle$, что резко замедляет их движение и уменьшает длину луча розетки (рис.1). Малая величина m для движения дислокаций без пересечений согласно (2) отражает низкое значение активационного объема и согласуется с движением дислокаций по механизму Пайерлса.

Во второй главе изложены результаты изучения ориентационной зависимости предела текучести (пропорциональности) и низкотемпературной пластичности монокристаллов молибдена и хрома двух уровней чистоты при испытании на изгиб (по трехточечной схеме), а также изучения плоскостей скола указанных кристаллов. Исследованы 6 ориентаций большой плоскости и длинного ребра образцов. Количество опубликованных работ по изгибу монокристаллов ОЦК металлов крайне ограничено.

Установлено, что крутизна температурной зависимости предела текучести изученных кристаллов зависит от ориентации не только длинного ребра, но и плоскости образца и возрастает в ряду {001}<100>-{110}<001>-{001}<110>-{110}<112>-{110}<111>-{110}<110>. В работе предложена оригинальная трактовка физической природы ориентационной зависимости критического на-

пряжения сдвига в монокристаллах ОЦК металлов при $T < T^*$ как следствия изменения эффективной энергии активации процесса пластической деформации в зависимости от быстроты размножения дислокаций и чувствительности скорости дислокаций к напряжению m . Согласно Ю.В.Мильману и В.И.Трефилову [7а-8а] при температурах $T < T^*$, близких к T^* , предел текучести поликристалла может быть с хорошим приближением представлен в виде

$$\sigma_T = C \exp(U_{эф}/kT), \quad (4)$$

где C - величина, слабо зависящая от температуры, а эффективная энергия активации

$$U_{эф} = U/(m + n + 1). \quad (5)$$

Здесь U - истинная энергия активации движения дислокаций, n - показатель степени в зависимости плотности дислокаций от напряжения $\rho \sim \sigma^n$, который характеризует скорость размножения дислокаций при напряжении, слегка превышающем предел текучести.

Таблица 2

Оценка величины эффективной энергии активации процесса пластической деформации $U_{эф}$ по температурной зависимости предела текучести монокристаллов молибдена при изгибе

Ориентация кристалла	!	{001}<100>	!	{001}<110>	!	{110}<110>
$U_{эф}$, эВ	!	0,065	!	0,095	!	0,124

В табл.2 представлены результаты оценки $U_{эф}$ для изогнутых монокристаллов молибдена высокой чистоты ($c - 7,5 \cdot 10^{-5}$, $n - 7,3 \cdot 10^{-5}$, $m - 1,9 \cdot 10^{-4}$ мас.%) по температурной зависимости предела текучести вблизи T^* по методу [5а].

Наиболее слабое размножение дислокаций имеет место при изгибе кристалла {001}<110>, в котором расположение систем скольжения позволяет осуществить изгиб без пересечения дислокаций разных систем и соответственно весьма мало упрочнение. Если, как для поликристаллов [5а], предположить, что в этом случае $U_{эф} = U/2$, то по данным табл.2 энергия активации движения дислокаций $U = 0,19$ эВ, что практически совпадает со значением, определенным по локальному нагружению для движе-

ния дислокаций в объеме. В кристаллах $\{001\}\langle 100\rangle$, где как m , так и n должны быть больше по сравнению с кристаллом $\{001\}\langle 110\rangle$, $U_{\text{эф}}$ уменьшается. Аномальным представляется увеличение $U_{\text{эф}}$ в кристаллах $\{110\}\langle 110\rangle$, где согласно эксперименту происходит очень быстрое размножение дислокаций. Противоречие снимается, если учесть, что для описания деформации вблизи предела текучести важно размножение подвижных дислокаций, а в кристалле $\{110\}\langle 110\rangle$, где при деформации пересекаются дислокации в большом количестве разных систем скольжения, они быстро блокируют друг друга и становятся неподвижными.

Данное рассмотрение в принципе не исключает вклада в анизотропию предела текучести монокристаллов ОЦК металлов других факторов, рассматриваемых в литературе: расщепления ядра винтовой дислокации, влияния нормального напряжения в плоскости скольжения, двойного компланарного скольжения, однако только предложенная трактовка позволяет объяснить известный факт сближения кривых температурной зависимости предела текучести при очень низких температурах: согласно [5а] при $T = 0\text{K}$ $\sigma_T = U/V$ и не зависит от скорости размножения дислокаций. Кроме того, предположение о различии скоростей дислокаций при движении в противоположных направлениях, обусловленном структурой расщепленного ядра, не подтверждено в экспериментах по изучению подвижности дислокаций.

Отличие поведения монокристаллов молибдена и хрома при изгибе состоит в том, что вследствие известной слабой способности хрома к релаксации внутренних напряжений во время деформации в хrome близки значения нижней, или физической, температуры хладноломкости $T_{\text{хф}}$, соответствующей нулевой пластической деформации, и $T_{\text{х}}^{90}$, соответствующей изгибу образца на угол 90° . Показано, что ориентационная зависимость $T_{\text{хф}}$ в хrome может быть объяснена классической схемой А.Ф.Иоффе. Оценка разрушающего напряжения σ_p при $T_{\text{хф}}$ показала, что в случае скола по плоскостям $\{100\}$ σ_p примерно на 25% ниже, чем в случае скола по $\{111\}$ и системе разных плоскостей. Однако, несмотря на это, $T_{\text{хф}}$ образцов хрома с длинным ребром $\langle 001\rangle$ при изгибе оказывается наиболее низкой, т.к. определя-

щее влияние на T_{xf} оказывает крутизна температурной зависимости предела текучести, которая в этих кристаллах минимальна.

Разрушение кристаллов при изгибе происходило сколом. Вопрос о плоскостях скола ОЦК металлов продолжает оставаться дискуссионным. Существует мнение, что скол в них происходит по плоскостям $\{100\}$, что связано с пониженной поверхностной энергией этих плоскостей. В хrome наблюдается также скол по $\{111\}$, в железе при развитии двойникования - по $\{112\}$. В результате наших исследований установлено, что при изгибе скол по плоскостям $\{001\}$ (и в хrome $\{111\}$) имеет место, только если ориентация длинного ребра образца близка к направлению нормали к этим плоскостям. В остальных случаях скол происходил по нескольким плоскостям, среди которых выделены разные плоскости зон $\langle 001 \rangle$ ($\{310\}$, $\{210\}$) и $\langle 110 \rangle$ ($\{114\}$, $\{335\}$, $\{332\}$, $\{221\}$). Скол по $\{110\}$ не обнаружен даже при соответствующей ориентации длинного ребра. В то же время эту плоскость часто указывают как наиболее вероятную для скола после $\{001\}$ в ОЦК металлах. Анализ литературных данных показал, что во всех случаях скол по $\{110\}$ происходил после образования в этой плоскости мощной нагроможденной группы дислокаций перед препятствием типа границы зерна или двойника, которые отсутствовали в кристаллах, исследованных в настоящей работе.

В третьей главе изложены результаты исследования монокристаллов молибдена, подвергнутых большим пластическим деформациям прокаткой и экструзией в области теплой деформации. Для исследования при прокатке выбраны монокристаллы молибдена $\{001\}\langle 110 \rangle$ и $\{110\}\langle 110 \rangle$, т.к. в силу различия ориентаций систем скольжения по отношению к осям деформации в них ожидалось наибольшее различие структуры и свойств. На основе наших экспериментов и литературных данных нами построены диаграммы структурных состояний прокатанных монокристаллов (рис.2) аналогично диаграммам, полученным для поликристаллов С.А.Фирстовым [1а].

При прокатке кристаллов $\{001\}\langle 110 \rangle$ деформация в основном осуществляется парой систем скольжения $\{112\}\langle 111 \rangle$. В кри-

таллах $\{110\}\langle 110\rangle$ уже на начальных этапах деформации имеет место скольжение по большому количеству пересекающихся систем, среди которых при обжатиях около 25% видны признаки скольжения по $\{100\}\langle 010\rangle$. При дальнейшем обжатии велико участие в деформации ротационных мод.

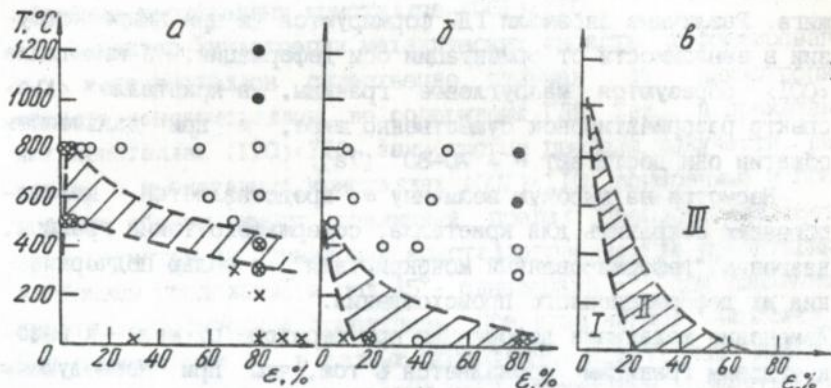


Рис. 2. Диаграммы структурных состояний прокатанных монокристаллов молибдена: а - $\{001\}\langle 110\rangle$, б - $\{110\}\langle 110\rangle$; в - диаграмма структурных состояний прокатанного поликристаллического молибдена [1а]; I, X - хаотическое распределение дислокаций, III, O - ячеистая структура, II, * - промежуточное состояние (ячейки и хаотическое распределение в разных участках), * - признаки рекристаллизации в процессе деформации.

Методом ориентационных матриц при исследовании тонких фольг в электронных микроскопах JEM-100CX и HEM-1000 выполнен анализ полных разориентировок ГДП в монокристаллах молибдена, прокатанных при 600 и 800°C. Спектры углов разориентировок в прокатанных кристаллах $\{001\}\langle 110\rangle$ и $\{110\}\langle 110\rangle$ существенно различны при относительно небольшом (\approx в 2 раза) различии размеров ячеек.

С точки зрения поведения при дальнейших механических испытаниях ансамблем малоугловых границ следует назвать распределение с наиболее вероятным углом разориентировки около $\theta \approx 2^\circ$ и очень небольшим количеством границ с $\theta > 10^\circ$, которое формируется в прокатанных монокристаллах $\{001\}\langle 110\rangle$. При

прокатке кристаллов $\{110\}\langle 110 \rangle$ образуется ансамбль высокоугловых границ, содержащий широкий набор углов разориентировок вплоть до $70-80^\circ$. В спектре углов разориентировок ГДП в прокатанном кристалле $\{001\}\langle 110 \rangle$ имеется один максимум, второй максимум при $\theta = 8^\circ$ появляется после полигонизационного отжига. Различные ансамбли ГДП формируются и при гидрозкструзии в зависимости от ориентации оси деформации: в кристалле $\langle 001 \rangle$ образуются малоугловые границы, в кристалле $\langle 110 \rangle$ спектр разориентировок существенно шире, и при дальнейшем обжатии они достигают $\theta = 70-80^\circ$ [7а].

Несмотря на высокую величину θ , представляется целесообразным сохранить для кристалла, содержащего такие границы, название "деформированный монокристалл" с целью подчеркивания их деформационного происхождения. Изменение механизма деформации при переходе от мало- к высокоугловым границам проявляется в том, что при последующем изгибе в области холодной деформации линии скольжения проходят сквозь малоугловые границы, почти не изменяя своего направления, а в образцах с высокоугловыми границами располагаются преимущественно вдоль границ. Согласно [7а] сосредоточение сдвиговых деформаций является признаком участия в деформации ротационных мод. Таким образом, сущность смены механизма деформации при переходе от мало- к высокоугловым границам состоит не только в торможении сдвига на границе, но и в подключении к деформации ротационных мод. Оценка величины критического угла разориентировки, соответствующего смене механизма передачи скольжения через границу, невозможна ввиду многообразия происходящих при этом процессов и влияния на них характеристик как границы, так и подходящей дислокации. Кроме величины угла разориентировки, важен тип границы (наклона или кручения), ее способность к поглощению и испусканию дислокаций, поле напряжений, связанное с границей, а также способность границы перемещаться и наклоняться во время деформации. Для скользящей дислокации важна ориентация ее линии и вектора Бюргера по отношению к дислокациям границы, угол подхода к границе и величина чувствительности скорости дислокаций к напряжению m . Весьма приближенно гра-

ничный угол между малыми и большими разориентировками можно оценить в $8-10^\circ$. Одна и та же граница может вести себя по-разному в зависимости от угла подхода к ней скользящих дислокаций: примером является увеличение количества полос скольжения, параллельных границам, при изгибе поперечных образцов прокатанных кристаллов $\{001\}\langle 110 \rangle$.

Характер анизотропии механических свойств деформированных монокристаллов существенно отличен от анизотропии свойств монокристаллов, не содержащих ГДП. Так, в прокатанных кристаллах $\{110\}\langle 110 \rangle$ анизотропии предела текучести нет вовсе, в прокатанных кристаллах $\{001\}\langle 110 \rangle$ поперечные и продольные образцы имеют различный предел пропорциональности $\sigma_{\text{пл}}$, несмотря на одинаковую кристаллографическую ориентацию, а образцы продольные и под 45° — одинаковый $\sigma_{\text{пл}}$ при различной кристаллографической ориентации. При этом наклон температурной зависимости $\sigma_{\text{пл}}$ в разных прокатанных кристаллах практически одинаков. С точки зрения нашей трактовки ориентационной зависимости $\sigma_{\text{пл}}$ это следует понимать как свидетельство определяющей роли ГДП в процессе размножения дислокаций.

Анизотропия предела текучести, свойственная кристаллам молибдена, не содержащим ГДП, проявляется после рекристаллизационного отжига деформированных монокристаллов и соответствует ориентации основных текстурных составляющих полученного поликристалла.

Оценка коэффициента Петча K_y по результатам испытания прокатанных монокристаллов на растяжение при 293K, показала, что в кристалле $\{110\}\langle 110 \rangle$ $K_y \approx 10 \text{ Нмм}^{-3/2}$, что по порядку величины соответствует K_y для ячеек в малолегированных сплавах молибдена [8а] и \sim в 5 раз меньше K_y для зерен в рекристаллизованном молибдене [1а, 2а]. В кристалле $\{001\}\langle 110 \rangle$ с малоугловыми границами $K_y = 2,7 \text{ Нмм}^{-3/2}$, т.е. их сопротивление скольжению гораздо меньше.

Пониженное сопротивление скольжению границ деформационных ячеек по сравнению с границами зерен ранее [1а, 2а] объясняли уменьшением концентрации примесей в границах ячеек благодаря их большой суммарной площади. Нам представляется, что, возможно, более существенным фактором является деформа-

ционное происхождение границ ячеек, что обуславливает значительно большее участие ГДП в деформации по сравнению с границами зерен благодаря способности ГДП генерировать дислокации, перемещаться, поворачиваться, рассыпаться и заново создаваться во время деформации. Сопротивление ГДП скольжению становится сравнимым с сопротивлением границ зерен (что сопровождается повышением K_y), когда преобладающее большинство ГДП оказывается повернутым до устойчивого положения, параллельного осям деформации.

Различие монокристаллов с мало- и высокоугловыми границами при разрушении проявляется в том, что по высокоугловым границам происходит расслоение, а в кристаллах с малоугловыми границами на поверхности разрушения наблюдается обычный ручейный узор. Только в месте зарождения трещины скола в прокатанных монокристаллах $\{001\}\langle 110 \rangle$ фрактографическое исследование обнаруживает признаки расслоения, что может быть связано с наличием высокоуглового "хвоста" в спектре углов разориентировки. Соответственно T_x кристаллов с малоугловыми ГДП существенно ниже и обладает значительно меньшей анизотропией, чем в кристаллах с высокоугловыми ГДП. Иногда наличие малоугловых ГДП снижает T_x даже по сравнению с исходным кристаллом: так, высокочистый монокристалл молибдена подвергнутый гидроэкструзии вдоль $\langle 001 \rangle$ при 250°C с обжатием около 50%, был изогнут при 4,2K на 90° , в то время как исходный кристалл в этих же условиях разрушился сколом при 40K.

Интересным результатом работы является обнаружение "провалов пластичности" в образцах прокатанного монокристалла молибдена $\{110\}\langle 110 \rangle$, вырезанных в направлениях $\langle 111 \rangle$, соответствующих максимумам полюсной плотности на полюсной фигуре от плоскости прокатки. При этом различие T_x в направлениях $\langle 111 \rangle$ и $\langle 112 \rangle$ может достигать $300\text{--}400^\circ\text{C}$.

"Провалы пластичности" в направлениях $\langle 111 \rangle$ наблюдали в поликристаллическом молибденовом прокате с текстурой $\{110\}\langle 001 \rangle [2a]$ и связали это явление с низкой пластичностью монокристаллов молибдена в направлении $\langle 111 \rangle$. Согласно нашим исследованиям, описанным во второй главе, в исходных кристаллах молибдена $\{110\}\langle 111 \rangle$ и $\{110\}\langle 112 \rangle$ T_x^{90} практически

одинаковы. Исследования тонких фольг в сечениях, перпендикулярных плоскости прокатки, показало, что в прокатанном монокристалле $\{110\}\langle 110 \rangle$ формируются ГДП, перпендикулярные плоскости прокатки и расположенные в плоскостях $\{111\}$. При последующем испытании на изгиб образование трещин по этим границам провоцирует расслоение подобно вытянутым границам зерен в поликристаллическом прокате [2а].

Как и в прокатанных поликристаллических сплавах молибдена, T_x^{90} продольных образцов прокатанного монокристалла молибдена $\{110\}\langle 110 \rangle$ при росте степени обжатия изменяется по кривой с максимумом, резко уменьшаясь после $\epsilon = 40\%$. Ранее [1а, 2а] это уменьшение объяснялось возрастанием количества высокоразориентированных границ. Нашими исследованиями показано, что после обжатия 60% и 80% количество границ с $\epsilon > 8^\circ$ практически одинаково (72% и 76%). Нам представляется, что дальнейшее снижение T_x^{90} в этом случае связано с изменением ориентации границ по отношению к осям деформации: границы оказывают наибольшее сопротивление движению дислокаций, будучи ориентированы параллельно направлению прокатки, и количество таких границ после $\epsilon = 80\%$ существенно больше, чем после $\epsilon = 60\%$.

В поликристаллических сплавах ОЦК металлов, прокатанных в области теплой деформации, формируются две основные компоненты кристаллографической текстуры: $\{001\}\langle 110 \rangle$ и $\{111\}\langle 110 \rangle$ [2а]. Исследование показало, что в составляющей $\{001\}\langle 110 \rangle$, как и в прокатанном монокристалле соответствующей ориентации, формируется ансамбль малоугловых ГДП. Это объясняет отсутствие расслоения в прокате с такой текстурой [2а].

Полигонизационный отжиг прокатанного монокристалла с малоугловыми ГДП несколько повысил T_x^{90} образцов под 45° к НП. Возможно, это связано с появлением после отжига второго максимума в спектре разориентировок при $\epsilon = 8^\circ$.

В четвертой главе представлены результаты изучения структуры приповерхностного слоя монокристаллического молибдена после механической обработки. Изучен большой набор видов обработки: торцевое точение твердосплавным резцом, модельная обработка микрорезцом из единичного зерна абразива,

шлифование торцом и периферией алмазного круга с вращением и возвратно-поступательным движением образца, механическая полировка свободным абразивом. Изучено влияние ориентации обрабатываемого кристалла, размера зерна и вида связки шлифовального круга. Применен большой комплекс методов исследования структуры и химического состава: электронография на отражение в сочетании с послойным травлением; ряд методов рентгеноструктурного анализа (съемка эпитграмм в смешанном излучении, исследование кристаллографической текстуры, уширения линий дебаеграммы, кривых $\theta-2\theta$ и кривых качания, рентгеновская топография, оценка величины остаточных упругих напряжений); просвечивающая электронная микроскопия с односторонним утонением фольг; оже-спектроскопия; вторичная ионная масс-спектроскопия; резерфордское обратное рассеяние с использованием эффекта каналирования.

На основе анализа литературных данных в сочетании с результатами нашего исследования как молибдена, так и ряда других материалов (корунда, меди) нами предложена классификация механизмов абразивного изнашивания в связи с механизмом деформации и разрушения материала и определено место тугоплавких металлов в этой классификации. Выделены 4 типа абразивного изнашивания (табл.3).

Таблица 3

Типы абразивного изнашивания

№ типа	Разрушение	Пластическая деформация	Типичные материалы
1	хрупкое	отсутствует или очень мала	алмаз, нитрид бора
2	квазихрупкое	холодная, локализованная вблизи абразивных частиц	керамика (карбиды, бориды, оксиды, нитриды), полупроводники
3	квазихрупкое	макроскопическая холодная, теплая	тугоплавкие ОЦК металлы
4	вязкое	макроскопическая теплая, горячая	металлы с плотноупакованной решеткой

Типичные материалы выбраны с учетом соотношения между температурой обработки (комнатная с некоторым разогреванием) и характеристической температурой деформации T^* [1a, 4a]. На рис. 3 показаны схемы структур приповерхностного слоя у обработанных поверхностей кристаллов разных типов.

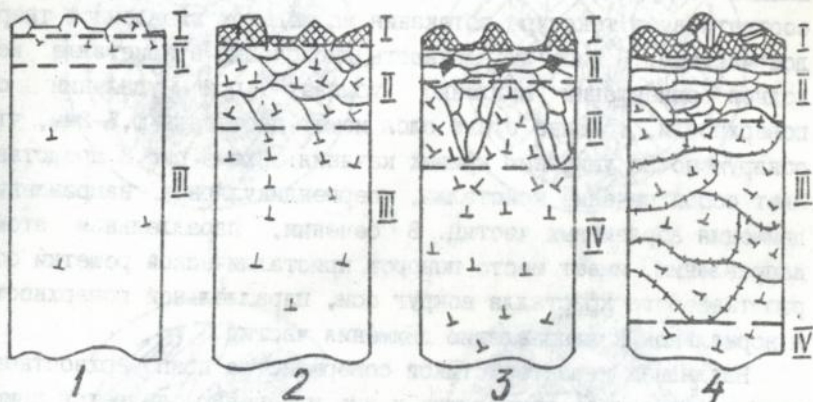


Рис. 3. Схемы структурных состояний приповерхностного слоя для типов абразивного изнашивания согласно табл. 3.

При I-м типе изнашивания отделение материала происходит за счет слияния трещин Герца, при 2-м типе - за счет слияния трещин разных видов, развивающихся под действием остаточных напряжений от локальной пластической деформации, при 3-м типе отделение стружки облегчено за счет квазихрупкого скола и межъячеистого разрушения. Согласно мнению ряда исследователей (Гарбара, Владимирова [9a]) межъячеистое разрушение является основным механизмом удаления стружки и в 4-м типе.

В монокристаллическом молибдене, шлифованном алмазным кругом, выявлена следующая структура приповерхностного слоя. У самой поверхности в слое I толщиной порядка высоты неровностей имеется весьма мелкозернистый бестектурный поликристалл молибдена. Далее следует слой II с размытой аксиальной текстурой $\langle 001 \rangle$, которая в ОЦК металлах соответ-

ствуется текстуре сжатия, в этом слое вкраплены осколки шаржированного алмаза. Слой III представляет собой слой сосуществования сильно фрагментированного молибдена, который, очевидно, находится в "языках" под наиболее глубоко вдавившимися частицами абразива, и искаженного кристалла исходной ориентации. Исследование текстуры фрагментированной составляющей обнаруживает преимущественную ориентацию $\langle 110 \rangle$, что соответствует текстуре обтекания молибденом вдавленной твердой частицы. В слое IV плотность дислокаций в кристалле исходной ориентации медленно убывает при удалении от поверхности, толщина этого слоя может достигать 1,5–2 мм, что обнаружено по уширению кривых качания. Схема рис. 3 представляет собой сечение кристалла, перпендикулярное направлению движения абразивных частиц. В сечении, параллельном этому направлению, имеет место поворот кристаллической решетки обрабатываемого кристалла вокруг оси, параллельной поверхности и нормальной к направлению движения частиц.

Наглядной характеристикой совершенства приповерхностного слоя и процессов, приводящих к его изменению, является кристаллографическая текстура обработанной поверхности (рис. 4). Так, текстура вида рис. 4а может быть образована только при фрагментации и последующем повороте отдельных фрагментов, т.е. является свидетельством ротационных мод деформации в приповерхностном слое. При исследовании текстуры монокристаллов, шлифованных кругами на связке Б1, было обнаружено немонотонное изменение совершенства поверхностного слоя при уменьшении размера зерна алмаза, и на основе проведенного исследования в ОКБ ИПМ разработаны новые типы связок, позволяющие избежать этого явления.

При изучении обработки микрорезцами из отдельных абразивных зерен показано, что резкое снижение производительности резания молибдена микрорезцом из карбида титана обусловлено химическим взаимодействием титана с молибденом, сопровождающимся поглощением азота. При этом в тонком приповерхностном слое обработанного монокристалла обнаружены чрезвычайно сильные изменения структуры вплоть до аморфизации. Исследование кристаллографической текстуры выявляет в основном

увлечение молибдена вслед за резцом, в то время как под алмазным микрорезцом основной вклад в текстуру вносится растеканием молибдена в стороны от вдавленного микрорезца.

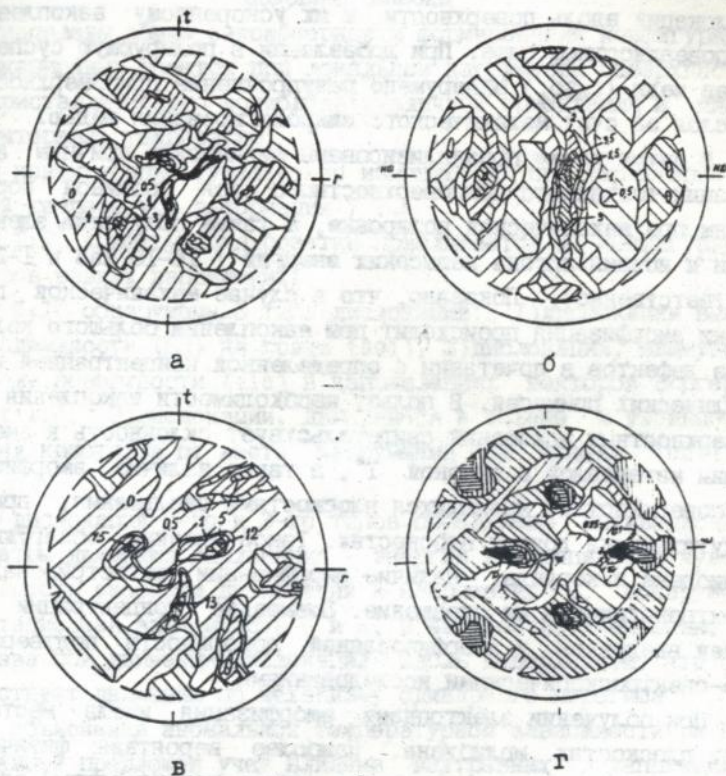


Рис.4.Прямые полюсные фигуры в рефлексе (110) от поверхностей монокристаллов молибдена после механической обработки (съёмка в CuK_α -излучении):

а-торцевое точение твердосплавным резцом, поверхность $\{111\}$;

б-обработка алмазным микрорезцом, укрепленным на периферии шлифовального круга, поверхность $\{100\}$;

в-шлифование алмазным кругом 250/200 на связке Б1 с вращением образца, поверхность $\{111\}$;

г-шлифование периферией алмазного круга 60/40 на связке БД с возвратно-поступательным движением образца: поверхность $\{100\}$, направление движения образца $\langle 001 \rangle$.

В механически полированных образцах молибдена наибольшее размытие полосной фигуры обнаружено на поверхности кристалла {110}, что соответствует описанному в первой главе движению дислокаций вдоль поверхности и их ускоренному накоплению в приповерхностном слое. При добавлении в полирующую суспензию солей меди (CuSO_4) обнаружено разупрочнение приповерхностного слоя за счет механического микролегирования медью.

В пятой главе проанализированы физические причины аморфизации тончайшего приповерхностного слоя толщиной порядка 10 нм при механической полировке, а также облучении электронами и ионами аргона невысоких энергий (16–18 кэВ и 1–2 кэВ соответственно). Показано, что в случае механической полировки аморфизация происходит при накоплении большого количества дефектов в сочетании с определенной концентрацией неметаллических примесей. В пользу необходимости накопления приповерхностных искажений свидетельствует склонность к аморфизации материалов с высокой T^* , а также наличие аморфизации на поверхностях, являющихся плоскостями скольжения, при ее отсутствии на других плоскостях. Такое явление обнаружили в молибдене и корунде. Наличие аморфизации регистрировали по электронограммам на отражение. Повышение концентрации примесей внедрения у аморфизованной поверхности подтверждено оже-спектроскопическими исследованиями.

При облучении электронами аморфизация имела место на всех плоскостях молибдена. Наиболее вероятная физическая причина – активация электронным ударом поверхностных адсорбционных центров, что позволяет резко повысить содержание примесей внедрения в приповерхностном слое. Повышение концентрации углерода и кислорода в аморфизованном слое до величины порядка $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ было зарегистрировано при помощи резерфордского обратного рассеяния ионов гелия.

При облучении ионами аргона, когда происходит распыление атомов молибдена с поверхности, аморфизация имеет место только на плоскости {001}, обладающей повышенной адсорбционной способностью.

В приложении изложено наше усовершенствование метода определения ориентационных матриц деформационных ячеек в

тонких фольгах, заключающееся в обеспечении ортогональности этих матриц.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

I Установлены общие закономерности формирования конфигураций дислокационных розеток при локальном нагружении поверхностей монокристаллического молибдена различной ориентации в широком интервале температур:

- эти конфигурации существенно изменяются при характеристической температуре деформации T^* :

- при $T > T^*$ конфигурация розетки приближается к конфигурации контуров равных напряжений;

- при $T < T^*$ обнаружены 3 типа дислокаций: 1) дислокации высокой подвижности (ВП) на грани $\{001\}$, 2) дислокации, движущиеся вдоль поверхности $\{110\}$ в направлениях векторов Бюргерса $(a/2)\{111\}$, 3) дислокации, движущиеся в объеме и уходящие в глубину кристалла от места нагружения на гранях $\{001\}$ и $\{111\}$;

- для дислокаций 2-го и 3-го типов определены активационные параметры движения дислокаций - энергия активации U и чувствительность скорости дислокаций к напряжению m , обнаружена ориентационная зависимость U и m , в частности, уменьшение U в 2 раза при движении дислокаций вдоль поверхности, что соответствует движению по механизму одинарного перегиба.

- для объяснения аномальной температурной зависимости m ВП-дислокаций предложен учет влияния внутренних напряжений, формирующих атермическую компоненту напряжения течения.

2. Установлены закономерности формирования анизотропии механических свойств (предела текучести, температуры хладноломкости) при испытании на изгиб монокристаллов молибдена и хрома:

- предложено оригинальное объяснение ориентационной зависимости предела текучести ОЦК монокристаллов при $T < T^*$ ориентационной зависимостью скорости размножения подвижных дислокаций;

- показано, что решающее влияние на T_x монокристаллов хрома оказывает анизотропия крутизны температурной зависимости

предела текучести и дополнительное влияние - анизотропия разрушающего напряжения.

3. Установлены закономерности эволюции дислокационной структуры при теплой прокатке и гидрозкструзии монокристаллов молибдена в зависимости от их ориентации.

4. Для деформированных кристаллов с ячеистыми и фрагментированными структурами установлена зависимость характеристик ансамбля границ деформационного происхождения (ГДП) от ориентации исходного кристалла.

5. Установлены закономерности анизотропии механических свойств деформированных монокристаллов с разными ансамблями ГДП:

- с точки зрения влияния на механические свойства предложено различать два типа ансамблей ГДП: 1) малоугловые границы - в спектре углов разориентировок острый максимум около 2° , максимальные разориентировки $10...15^\circ$; 2) высокоугловые границы - широкий спектр углов разориентировок до $70-80^\circ$;

- показано существенное отличие механизмов деформации и разрушения в кристаллах с разными ансамблями ГДП;

- показано, что анизотропия механических свойств деформированных монокристаллов определяется свойствами ГДП (в частности, распределением углов разориентировок) и их расположением относительно осей деформации;

- показано, что в молибдене имеются 3 области значений коэффициента Петча K_y : 1) $K_y \approx 2,4 \text{ Нмм}^{-3/2}$ для ансамбля малоугловых ГДП, 2) $K_y \approx 12 \text{ Нмм}^{-3/2}$ для ансамбля высокоугловых ГДП, 3) $K_y \approx 50 \text{ Нмм}^{-3/2}$ для границ рекристаллизованных зерен. Снижение K_y для ГДП связывается с их повышенной способностью к испусканию дислокаций, а также к перемещению и повороту во время деформации. При ориентации ГДП параллельно оси деформации K_y ГДП повышается до уровня K_y для поликристалла.

6. Показано, что анизотропия механических свойств, характерная для исходных монокристаллов, вновь появляется в текстурированном поликристалле, полученном рекристаллизационным отжигом деформированного монокристалла.

7. Установлена корреляция структурных характеристик и механических свойств прокатанных монокристаллов и прокатанных по-

ликристаллических сплавов молибдена и хрома с текстурой, соответствующей ориентации монокристаллов.

8. Предложена классификация механизмов абразивного изнашивания кристаллических материалов в связи с механизмами их деформации и разрушения, которая позволяет проанализировать механизм абразивного изнашивания в связи с эволюцией структуры в приповерхностном слое. Выделены 4 типа абразивного изнашивания, для которых построены схемы приповерхностных структур.

9. Установлено, что при механической полировке монокристаллического молибдена наибольшие искажения имеют место на поверхности $\{110\}$, что соответствует закономерностям движения дислокаций, установленным при локальном нагружении.

10. Показано существенное влияние химического взаимодействия обрабатываемого материала с абразивом и окружающей средой на формирование структуры и кристаллографической текстуры приповерхностного слоя.

10. Установлена ориентационная зависимость повреждаемости приповерхностного слоя монокристаллического молибдена при механической полировке, которая согласуется с результатами исследования дислокационных трасс под индентором.

11. Обнаружено разупрочнение приповерхностного слоя в полированных монокристаллах молибдена под влиянием механического легирования медью.

12. Установлены общие закономерности аморфизации тончайшего приповерхностного слоя кристаллических материалов при механической полировке суспензией алмазного порошка. Показано, что аморфизация обеспечивается формированием высокого уровня деформационных искажений (при температуре $T < T^*$) в сочетании с поглощением примесей (в основном неметаллических).

13. Установлены закономерности аморфизации тончайшего приповерхностного слоя монокристаллического молибдена при облучении потоками электронов и ионов аргона невысоких энергий. Показано, что аморфное состояние формируется при поглощении примесей внедрения (в основном углерода и кислорода) из окружающей среды, активизирующемся под влиянием облучения. Показано, что при облучении электронами аморфизуются все

плоскости молибдена, при облучении ионами аргона - только плоскость {001}.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Влияние температуры деформации на структуру и механические свойства низколегированного молибдена /Я.М.Виторский, Р.К.Иващенко, Д.В.Лоцко и др.//ФММ.- 1971.- 31, в.5.- С.1076-1084.

2. Влияние степени пластической деформации на структуру и механические свойства низколегированного молибдена /Я.М.Виторский, Р.К.Иващенко, Д.В.Лоцко и др.//ФММ.- 1973.- 35, в.5.- С.1064-1074.

3. Лоцко Д.В., Трефилов В.И. Исследование упрочнения прокатанных монокристаллов молибдена с ячеистой структурой.- Киев, 1973.- 24с. (Препринт /АН УССР. ИМФ: №73.9).

4. Температурная зависимость подвижности дислокаций в кристаллах молибдена /Е.Б.Лейко, Д.В.Лоцко, Э.М.Надгорный, В.И.Трефилов//ФТТ.- 1975.- 17, в.9.- С.2735-2742.

5. Расслоение деформированных монокристаллов молибдена /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, А.П.Рачек, В.И.Трефилов//ФММ.- 1976.- 41, в.3.- С.644-648.

6. Особенности деформации и разрушения моно- и поликристаллического молибдена различной чистоты /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, А.П.Рачек, В.И.Трефилов//Проблемы физики твердого тела и материаловедения: Труды Симпозиума Академии Наук СССР и ГДР, Тбилиси, 10-20 апр. 1976: М.: Наука, 1976.- С.142-147.

7. Влияние гидрокструзии монокристаллов молибдена на их структуру и механические свойства /Б.И.Береснев, Д.К.Булычев, Д.В.Лоцко, В.И.Трефилов//Там же.- С.148-152.

8. Даниленко В.М., Лоцко Д.В. Изучение границ ячеистой дислокационной структуры в деформированных монокристаллах молибдена с применением метода ориентационных матриц //Тезисы докл. XI Всес. конф. по электронной микроскопии. Таллинн, 17-19 октября 1979.- М.: Наука, 1979.- I.- С.223.

9. Лоцко Д.В., Мильман Ю.В. Дислокационная структура и разрушение пластически деформированных монокристаллов молибдена// Тезисы докл. IV Всес. конф. "Физика разрушения", Киев, 18-20 ноября 1980.- Киев: изд-во ИПМ АН УССР, 1980.- ч.1.- С.176-178.

10. Анизотропия механических свойств деформированного молибдена /Н.И.Фрезе, Р.К.Иващенко, Ю.В.Мильман, Д.В.Лоцко //Металлофизика.- 1982.- 4, №4.- С.63-68.

11. Влияние облучения электронным лучом на характер повреждения поверхности монокристаллов молибдена и вольфрама /В.М.Костин, А.Г.Ланин, Д.В.Лоцко и др.//Поверхность.- 1982.- №9.- С.107-112.

12. Структура поверхностных слоев монокристаллов молибдена после механической обработки /Л.М.Герт, Д.С.Горный, Д.В.Лоцко и др.//Поверхность.- 1983.- №2.- С.137-144.

13. Исследование структуры приповерхностного слоя монокристаллического молибдена после высококачественной шлифовки /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко //Новые порошковые и композиционные неорганические материалы.- Киев: изд-во ИПМ АН УССР, 1983.- С.89-92. *

14. Влияние температуры предварительной деформации на низкотемпературную пластичность малолегированного сплава на основе хрома /С.В.Инденбаум, Г.В.Карсанов, Д.В.Лоцко и др.- Изв. АН ССР. Металлы.- 1984.- №4.- С.161-166.

15. Влияние ориентации на структурное состояние поверхностного слоя механически полированного молибдена /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко, В.Я.Чуманов //Тезисы докл. XIV Всес. совещания по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами. Москва, 5-7 июня 1984.- М.: Изд-во МГУ, 1984.- С. 133-134.

16. Лоцко Д.В., Мильман Ю.В., Торчун Н.М. Механизм абразивного износа и структура поверхности кристаллических материалов после абразивной обработки //Поверхность.- 1984.- №8.- С.136-142.

17. Природа аморфного приповерхностного слоя в монокристаллическом молибдене, облученном электронами /Т.И.Братусь, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман и др.//Поверхность.- 1984.- №10.- С.140-145.

18. Рентгенографическое исследование структуры приповерхностного слоя монокристалла молибдена после токарной обработки /Л.М.Герт, Д.С.Горный, Д.В.Лоцко и др.//Поверхность.- 1984.- №12.- С.104-108.

19. Исследование методами рентгенографии и электронографии кристаллографической текстуры приповерхностного слоя в шлифованных по плоскости (001) монокристаллах молибдена /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман и др.//Физика и технология обработки поверхности металлов.- Л.: изд-во ФТИ им.А.Ф.Иоффе АН СССР, 1984.- С.91-92.

20. Изменение текстуры и механических свойств прокатанного малолегированного хрома по толщине листа /С.В.Инденбаум, Г.В.Карсанов, Д.В.Лоцко и др.//Изв.АН СССР. Металлы.- 1985.- №1.- С.126-130.

21. Кристаллографическая текстура деформированного осадкой

молибдена /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Р.К.Иващенко и др.//Металлофизика.- 1985.- 1, №1.- С.110-112.

22. Структура, текстура и механические свойства деформированного осадкой молибдена /В.И.Трефилов, Ю.В.Мильман, Р.К.Иващенко, Д.В.Лоцко и др.//ДАН СССР.- 1985.- 280, №5.- С.1129-1132.

23. Лоцко Д.В. Ориентационная зависимость температуры хладноломкости и типа плоскостей скола монокристаллического молибдена при изгибе //Тезисы докл. V Респ. конф. "Физика разрушения", Черновцы, 21-23 мая 1985.- Киев: изд-во ИТМ АН УССР, 1985.- С.96-98.

24. Крапивка Н.А., Коржова Н.П., Лоцко Д.В. Ориентационная зависимость T_x и особенности разрушения монокристаллов хрома при испытании на изгиб //Там же.- С.40-41.

25. Особенности разрушения монокристаллических молибдена и вольфрама при обработке единичным абразивным зерном /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко //Там же.- С.206-207.

26. Исследование структуры приповерхностного слоя монокристаллического молибдена и вольфрама при обработке единичным абразивным зерном /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко //Физика и технология упрочнения поверхности металлов.- Л.: изд-во ФТИ им. А.Ф.Иоффе АН СССР, 1985.- С.25-29.

27. Рентгенографическое исследование приповерхностного слоя в монокристаллах молибдена после механической обработки /Л.М.Герт, Д.С.Горный, Д.В.Лоцко и др.//Поверхность.- 1986.- №2.- С.135-140.

28. Неоднородность текстуры в деформированном осадкой молибдене /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Р.К.Иващенко и др.//Изв. АН СССР. Металлы.- 1986.- №3.- С.158-163.

29. Лоцко Д.В., Клименко С.В. Деформационные границы в молибдене и его механические свойства //Тезисы докл. XI Всес. конф. "Физика прочности и пластичности металлов и сплавов", Куйбышев, 24-26 июня 1986.- Куйбышев: 1986.- С.283-284.

30. Верховодов П.А., Лоцко Д.В., Черненко Т.В. Определение функции физического уширения рентгеновских дифракционных линий методом подбора //Зав.лаб.- 1987.- №4.- С.54-55.

31. Фазовые превращения в приповерхностных слоях CdS при механической полировке и различных видах отжига /Е.С.Коба, Н.Н.Костин, Д.В.Лоцко и др.//ФХОМ.- 1987.- №6.- С.88-92.

32. Коба Е.С., Лоцко Д.В., Мильман Ю.В. Аморфизация приповерхностных слоев кристаллов при механической полировке алмазным абразивом //Поверхность.- 1987.- №8.- С.123-130.

33. Фрезе Н.И., Лоцко Д.В., Сирко А.И. Зависимость между структурой и механическими свойствами молибдена, полученного осадкой при высокой температуре // Получение и обработка тугоплавких металлов и сплавов / Под ред. Ю.М. Королева. - М.: Металлургия, 1987. - С.20-23.
34. Влияние температуры на подвижность дислокаций при внедрении индентора в монокристалл молибдена $\langle 001 \rangle$ / А.Г. Ланин, Д.В. Лоцко, Ю.В. Мильман и др. // Металлофизика. - 1989. - 11, №1. - С.50-55.
35. Подвижность дислокаций в монокристалле молибдена при внедрении индентора в плоскости $\{110\}$ и $\{111\}$ / А.Г. Ланин, Д.В. Лоцко, Ю.В. Мильман и др. // Металлофизика. - 1989. - 11, №2. - С.41-46.
36. Температурная зависимость подвижности дислокаций при индентировании монокристаллов молибдена / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, А.Г. Ланин, Д.В. Лоцко и др. // ДАН СССР. - 1989. - 305, №3. - С.614-617.
37. Lotsko D.V., Milman Yu.V. Abrasive wear mechanisms and surface layer structure of refractory materials after mechanical working // Proc. 12. Internat. Plansee Seminar 89. Reutte/Nirol. Austria. 8-12.05.1989. - Austria. Reutte. 1989. - P.281-300.
38. Влияние чистоты на механические свойства монокристаллического хрома при испытании на изгиб / Н.А. Крапивка, Н.П. Коржова, Д.В. Лоцко и др. // Тезисы докл. VI Всес. конф. "Физика разрушения", Киев, 26-28 сент. 1989. - Киев: изд-во ИМП АН УССР, 1989. - С.66-67.
39. Лоцко Д.В., Мильман Ю.В. Повреждаемость приповерхностных слоев кристаллических материалов при механической обработке в связи с механизмом абразивного износа // Физика дефектов поверхностных слоев материалов. - Л.: изд-во ФТИ им. А.Ф. Иоффе АН СССР, 1989. - С.52-68.
40. Разупрочнение приповерхностного слоя в механически полированных монокристаллах молибдена / Р.К. Иващенко, В.Г. Костюченко, Д.В. Лоцко и др. // Поверхность. - 1990. - №6. - С.142-147.
41. Лоцко Д.В., Клименко С.В. Упрочнение приповерхностного слоя меди после обработки алмазом // Тезисы докл. IV Респ. конф. "Субструктурное упрочнение металлов", Киев, 10-13 окт. 1990. - Киев: изд-во ИМФ АН УССР, 1990. - С.108.
42. Исследование структуры поверхности монокристаллов молибдена после бомбардировки низкоэнергетическими ионами аргона / В.И. Алехин, Л.М. Герт, Д.С. Горный и др. // Поверхность. - 1990. - №11. - С.127-134.
43. Химическая неоднородность приповерхностных слоев тугоплавких металлов после абразивной обработки / Н.П. Коржова,

Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко //Тезисы докл. I Всес. школы-семинара. "Структурная и химическая микронеоднородность в материалах", Киев, 15-20 окт. 1990.- Киев: изд-во ИГиМ АН УССР, 1990.- С.146-147.

44. Лоцко Д.В., Мильман Ю.В., Черненко Т.В. Структурная повреждаемость приповерхностных слоев монокристаллов молибдена при механической обработке //Металлические монокристаллы.- М.: Наука, 1990.- С.97-101.

45. Подвижность дислокаций в монокристаллах корунда при высокотемпературном индентировании //И.В.Гриднева, Е.Р.Добровинская, Д.В.Лоцко и др. //Изв. АН СССР. Неорганические материалы.- 1991.- №10.- С.2134-2138.

46. Лоцко Д.В., Мильман Ю.В., Черненко Т.В. Текстура приповерхностного слоя монокристаллов тугоплавких металлов, подвергнутых абразивной обработке //Ротационная деформация и дисклинации в твердых телах.- Л.: изд-во ФТИ им. А.Ф.Иоффе АН СССР, 1990.- С.26-41.

47. Температура приповерхностных слоев и структурные искажения при шлифовании поликристаллического вольфрама /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Т.В.Черненко //Порошковая металлургия.- 1992.- №1.- С.72-77.

48. Особенности структуры поверхностного слоя монокристаллов тугоплавких металлов, обработанных абразивными микрорезцами /А.А.Адамовский, Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман и др. //Трение и износ.- 1992.- 13, №2.- С.300-305.

49. Ориентационная зависимость температуры хладноломкости и особенности разрушения монокристаллов молибдена и хрома при изгибе /Д.В.Лоцко, Ю.В.Мильман, Н.П.Коржова, Н.А.Крапивка // Механика и физика разрушения хрупких материалов.- Киев: изд-во ИГиМ АН Украины, 1992.- С.111-119.

Цитированная литература

1а. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов.- Киев: Наук.думка, 1975.- 315 с.

2а. Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена /В.И.Трефилов, Ю.В.Мильман, Р.К.Иващенко и др.- Киев: Наук.думка, 1983.- 230 с.

3а. Мильман Ю.В. Структурные аспекты теплой и холодной пластической деформации кристаллических материалов. // Металловедение и термическая обработка металлов.- 1985.- №6.- С.2-6.

4а. Analysis of dislocation mobility under concentrated loads at indentation of single crystals /I.V.Gridneva, Yu.V.Milman, V.I.Trefilov, S.I.Chugunova // Phys.Stat.Sol. (a).- 1979.- 54, №1.- P.195-206.

6а. Мильман Ю.В., Трефилов В.И. О физической природе температурной зависимости предела текучести // Механизм разрушения металлов. - Киев: Наук. думка, 1966. - С. 59-76.

6а. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Казо И.Ф. О температурной зависимости условного предела текучести кристаллических материалов // ДАН СССР. - 1984. - 276, №6. - С. 1399-1401.

7а. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.

8а. Влияние легирования карбидами титана, циркония и ниобия на структуру и свойства деформированных и отожженных сплавов молибдена / Т.М.Афоина, С.Ф. Бурлаков, Р.К.Ивашенко и др. // ФММ. - 1971. - 32, вып. I. - С. 114-122.

9а. Владимиров В.И. Проблемы физики трения и изнашивания // Физика износостойкости поверхности металлов. - Л.: ФТИ им. А.Ф.Иоффе АН СССР, 1988. - С. 8-41.

Подписано в печать 7.10.92. Формат 60x84/16. Печать офсетная.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 180. Усл. кр.-отт. 1,81. Уч. изд. л. 1,41
Тираж 124 экз. Заказ 1180.

Институт проблем материаловедения АН УССР.

252680, ГСП, г. Киев, ул. Крижановского, 3.

Ротапринт Института проблем материаловедения АН **УКРАИНЫ**

252680, ГСП, г. Киев, ул. Крижановского, 3.

467825

AB 25.730

72

2