

Министерство образования Республики Беларусь
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ

Кафедра физики

ДИСЛОКАЦИИ И ИХ ВЛИЯНИЕ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Методические указания к лабораторной работе по физике
для студентов инженерно-технических специальностей

Минск
БНТУ
2011

УДК 539.2(075.8)

ББК 22.3727

Д 50

Составители:

Н.П. Юркевич, С.И. Петренко

Рецензенты:

А.Г. Литвинко, А.А. Баранов

В работе содержатся основные теоретические сведения о дислокациях и их влиянии на прочность металлов, описана методика определения коэффициента упрочнения, сдвигового напряжения, плотности дислокаций.

Методические указания предназначены для студентов инженерно-технических специальностей всех форм обучения.

© БНТУ 2011

Цель работы: изучение свойств и характеристик дислокаций, исследование дислокационной структуры, экспериментальное определение плотности дислокаций, расчет сдвигового напряжения и коэффициента упрочнения алюминия на различных стадиях деформации.

Приборы и принадлежности: кривые напряжение – деформация $\tau - \epsilon$ растяжения алюминия, набор снимков дислокационной структуры алюминия, линейка.

Дислокации. Контур и вектор Бюргерса

Структура реальных кристаллов характеризуется нарушениями строгой периодичности в расположении атомов. Такие нарушения называются **дефектами структуры**. Одной из разновидностей дефектов структуры являются линейные дефекты.

Линейные дефекты – нарушения периодичности, величина которых в одном направлении сравнима с размерами кристалла, а в двух других не превышает нескольких междуатомных расстояний. К линейным дефектам относятся дислокации.

Дислокации – это линейные искажения типа обрыва или сдвига атомных слоев в кристаллической решетке.

Впервые представление о дислокациях было введено в 1934 году Орована, Поляни и Тейлором для объяснения различия в величинах наблюдаемой и теоретически рассчитанной прочности металлов: наблюдаемая прочность металлов примерно в тысячу раз меньше, чем вычисленная теоретически.

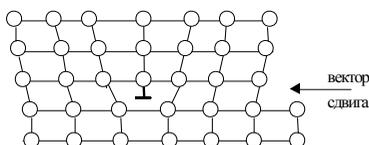


Рис. 1. Краевая дислокация

Различают дислокации **краевые** и **винтовые**. **Краевую** дислокацию можно представить как неполную атомную плоскость, расположенную между плоскостями идеального кристалла (рис. 1). Ширина области дислокации не превы-

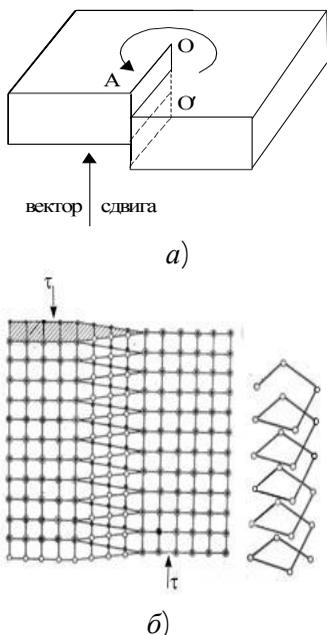


Рис. 2. Винтовая дислокация:
а – образование, *б* – расположение
 атомов в области винтовой
 дислокации

одну часть кристалла сдвинули относительно другой. Линия $O'O$ представляет собой линию винтовой дислокации. Атомная плоскость кристалла оказывается закрученной относительно **линии дислокации $O'O$** подобно винту. Расположение атомов в области винтовой дислокации показано на рис. 2, *б*.

Винтовая дислокация обладает совершенно особыми кинетическими свойствами, очень важными как для пластичности, так и для прочности. Винтовая дислокация имеет бесконечное множество плоскостей скольжения. **Плоскостями скольжения** называются плоскости, по которым проходит движение дислокаций. Несколько

шаает нескольких межатомных расстояний, на которые распространяются искажения в кристаллической решетке. Протяженность дислокации может быть сравнима с размерами кристалла. Для краевой дислокации линия дислокации, обозначенная значком « \perp », перпендикулярна направлению сдвига.

Винтовая дислокация – линейное искажение кристаллической решетки, возникающее путем сдвига одной части кристалла относительно другой, причем линия дислокации параллельна направлению сдвига (рис. 2, *а*).

Как показано на рис. 2 винтовая дислокация образуется, если кристалл надрезали по линии AO , а затем

таких плоскостей, обычно от двух до четырех, являются плоскостями легкого скольжения. Поэтому винтовая дислокация является подвижной сразу в нескольких плоскостях. Переход винтовой дислокации из одной плоскости скольжения в другую называется **поперечным скольжением** (рис. 3).

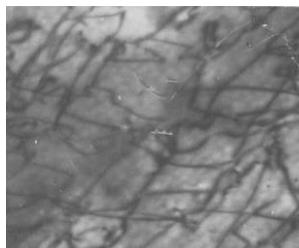


Рис. 3. Поперечное скольжение в области винтовой дислокации

Винтовые и краевые дислокации в реальных кристаллах образуют **смешанные** дислокации, линии которых являются в общем случае криволинейными.

Справедливо правило: **линии всех типов дислокаций должны либо выходить на поверхность, либо образовывать внутри кристалла замкнутый контур.**

Мерой искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокации, является вектор Бюргера \vec{b} . Вектор Бюргера определяет энергию дислокации, силы, действующие на дислокацию, величину связанного с дислокацией сдвига, а также оказывает влияние на подвижность дислокации. Вектор Бюргера – главная количественная характеристика дислокации.

Чтобы оценить степень искаженности решетки, следует сравнить реальный кристалл с идеальным. Для этого строят так называемый контур Бюргера.

Контуром Бюргера называется замкнутый контур произвольной формы, проведенный последовательно от атома к атому с заданным направлением обхода в совершенной области кристалла (рис. 4, а).

В идеальном кристалле контур Бюргера строится по соответствующим точкам относительно реального кристалла. При этом число векторов трансляций между точками $1 \rightarrow 2$, $2 \rightarrow 3$, $3 \rightarrow 4$, $4 \rightarrow 5$ должны совпадать для реального и идеального кристалла. Ес-

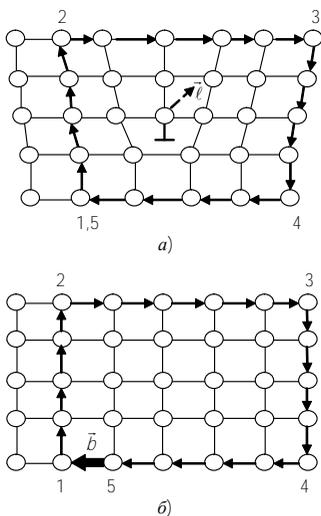


Рис. 4. Построение контура Бюргерса: a – в реальном, b – идеальном кристаллах; \vec{l} – единичный вектор, задающий направление линии дислокации

ли контур Бюргерса проведен вокруг дислокации, то соответствующий ему контур в идеальном кристалле будет разомкнутым: положение точек 1 и 5 не совпадают (рис. 4, b). Чтобы контур стал замкнутым, необходимо добавить вектор \vec{b} , который и представляет собой вектор Бюргерса.

Вектором Бюргерса \vec{b} называется вектор, необходимый для того, чтобы замкнуть контур Бюргерса в идеальном кристалле.

Вектор Бюргерса характеризуется рядом особенностей:

1) нормален к линии краевой дислокации и параллелен винтовой дислокации;

2) равен нулю у дефектов недислокационного типа;

3) является **инвариантом дислокации** – вектор Бюргерса одинаков вдоль всей линии дислокации. Из инвариантности вектора Бюргерса вытекает важное следствие: дислокация не может обрываться внутри кристалла, она может обрываться только на границе кристалла;

4) вектор Бюргерса и линия дислокации однозначно определяют возможную плоскость скольжения.

Вектор Бюргерса представляет собой вектор сдвига, так как дислокация является границей области пластического сдвига. Для винтовой дислокации вектор Бюргерса \vec{b} является шагом “винта” в направлении оси дислокации.

Методы прямого наблюдения дислокаций

Одним из наиболее распространенных методов наблюдения дислокаций является метод **ямок травления**. Этот метод используют для исследования полупроводниковых кристаллов, у которых плотность дислокаций мала, а также при изучении литых отожженных и слабдеформированных металлов (в среднем плотность дислокаций не должна превышать $10^7 - 10^8 \text{ см}^{-2}$). Поверхность кристалла предварительно обрабатывается и шлифуется.

Метод состоит в том, что кристалл погружается в расплав, жидкий раствор или газообразный химический реагент, в результате чего в местах выхода дислокаций на отшлифованную поверхность появляются небольшие ямки травления (ЯТ). Появление ЯТ в местах выхода дислокаций обусловлено тем, что в ядре дислокации свободная энергия повышена и растворение идет быстрее, чем вдали от дислокации. Ядро дислокации действует как центр растворения. ЯТ имеют четко различимую огранку в различных кристаллографических плоскостях (рис. 5). При отклонении плоскости отшлифованной поверхности от кристаллографических плоскостей треугольники и квадраты искажаются.

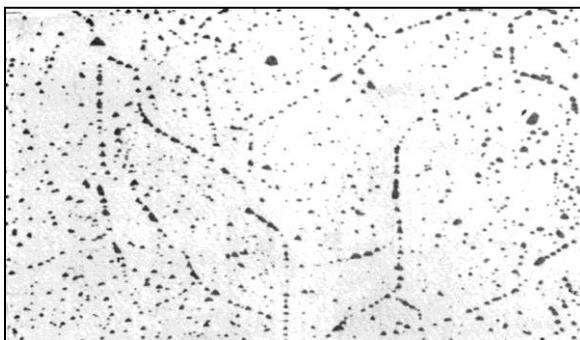


Рис. 5. Ямки травления в монокристалле алюминия
(увеличение $\times 200$)

Поскольку ЯТ выявляют места выхода дислокаций на поверхность, то это дает возможность прямого измерения плотности дислокаций.

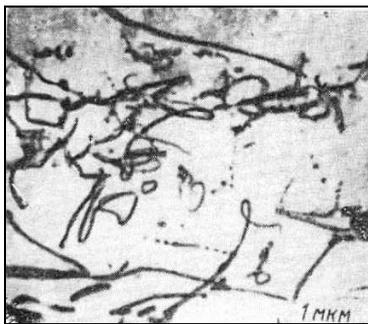


Рис. 6. Дислокационные сплетения (увеличение $\times 25000$)

Наблюдать дислокации можно также в тонких фольгах с помощью электронного микроскопа. Фольга должна быть прозрачной для электронов и поэтому иметь толщину не более $0,5 \text{ мкм}$. Такую фольгу получают электролитической и химической полировкой тонкой пластинки, вырезанной из исследуемого материала.

Электронные лучи, проходя через тонкую металлическую фольгу, частично дифрагируют на кристаллической решетке, отклоняясь при этом от направления первичного пучка. Разность интенсивностей первичного и дифрагированного пучка фиксируется на экране.

Изображение искаженного участка решетки в виде линий шириной $50 \div 200 \text{ \AA}$ (рис. 6) возникает в результате дифракционного контраста. Единица измерения 1 \AA (ангстрем) = 10^{-10} м .

Определение плотности дислокаций

Одной из важнейших характеристик является **плотность дислокаций** – число линий дислокаций N , пересекающих единичную площадку S в кристалле:

$$\rho = \frac{N}{S}$$

Чаще всего плотность дислокаций определяют как отношение суммарной длины дислокационных линий L к объему фольги V

$$\rho = \frac{L}{V},$$

где $L = \frac{4}{\pi} L_n$;

L_n – суммарная длина проекций дислокационных линий, непосредственно измеряемая по электронно-микроскопическим снимкам.

Для измерения L_n используют метод секущих (рис. 7).

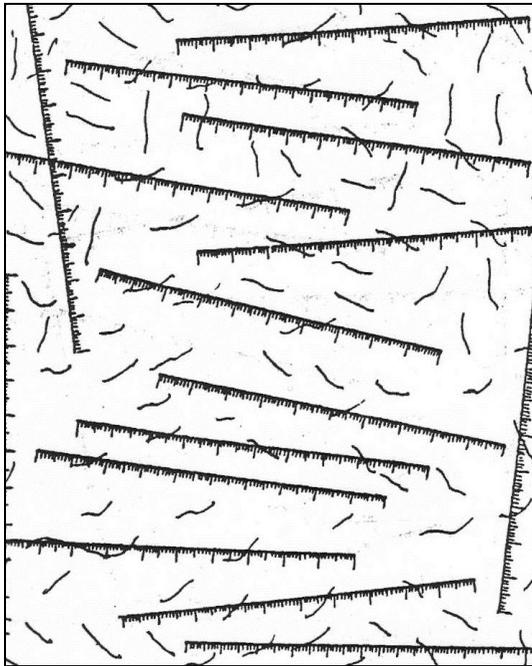


Рис. 7. Определение плотности дислокаций методом секущих

На снимках определяют число пересечений дислокаций n со случайными секущими длиной L_0 на площади S . Так как

$$L_n = \frac{\pi n \cdot S}{2 L_0},$$

то

$$\rho = \frac{L}{V} = \frac{L}{S \cdot h} = \frac{2n}{L_0 h},$$

где h – толщина фольги.

Плотность дислокаций измеряется в м^{-2} (или в см^{-2}). В кристаллах, выращенных из расплава, плотность дислокаций составляет $10^4 - 10^6 \text{ см}^{-2}$. Отжиг снижает, а пластическая деформация повышает плотность дислокаций до $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Минимальная плотность дислокаций наблюдается в кристаллах кремния, полученных по специальной технологии выращивания: $10^2 - 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Кинетические свойства дислокаций

Важным свойством дислокаций является их способность к перемещению по кристаллу под действием небольших механических напряжений, вызывая пластическую деформацию.

Различают два вида движения дислокаций: **скольжение** и **переползание**.

Скольжением дислокации называется такое движение, при котором вектор Бюргерса \vec{b} лежит в плоскости перемещения дислокации:

$$(\vec{n} \cdot \vec{b}) = 0,$$

где \vec{n} – нормаль к плоскости скольжения.

Скольжение дислокации осуществляется путем перестройки ближайших к ней атомов (показано стрелками, рис. 8).

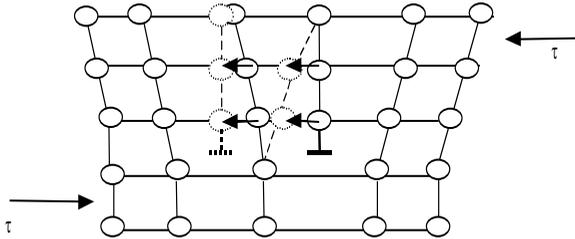


Рис. 8. Скольжение дислокаций: штриховая линия – новое положение дислокаций при действии касательных напряжений τ

Скольжение не сопровождается переносом массы и определяется действием касательного напряжения τ . Можно показать, что для одной дислокации выражается величина касательного напряжения

$$\tau = \frac{2G}{1-\nu} e^{-\frac{2\pi a}{(1-\nu)c}},$$

где ν – коэффициент Пуассона;

G – модуль сдвига;

a – межплоскостное расстояние;

c – расстояние между атомами в направлении скольжения.

Чем больше a и чем плотнее упакована плоскость скольжения, тем меньше напряжение сдвига. Если $a = c$ и $\nu = 0,35$, то $\tau = 2 \cdot 10^{-4} G$, которое по порядку величины совпадает с напряжением пластической деформации.

Если в кристалле имеется много дислокаций, то, согласно Тейлору, чтобы переместить их на заметное расстояние нужно приложить напряжение

$$\tau \sim Gb(\rho)^{1/2} / 2\pi,$$

где b – величина вектора Бюргерса;

ρ – плотность дислокаций.

Если дислокация происходит расстояние x по плоскости скольжения в кристалле длиной ℓ , высотой d , и толщиной h , возникает пластическая деформация сдвига

$$\varepsilon = \frac{x \cdot h \cdot b}{\ell \cdot h \cdot d} = \frac{x \cdot b}{\ell \cdot d}.$$

Если в кристалле имеется N дислокаций, параллельных направлению x , и каждая из них проходит в среднем расстояние λ , то величина полной деформации будет равна

$$\varepsilon = \frac{\lambda \cdot b \cdot N}{d\ell}.$$

Если ввести плотность дислокаций

$$\rho = \frac{N}{\ell \cdot d},$$

то

$$\varepsilon = \rho \lambda b.$$

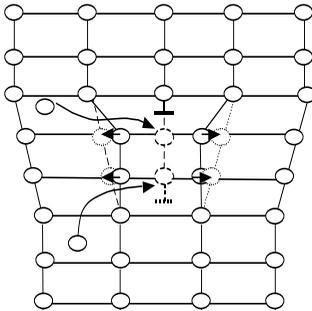


Рис. 9. Переползание дислокаций: штриховая линия – новое положение дислокаций

Переползанием дислокации называется такое перемещение дислокаций, при котором вектор Бюргерса не лежит в плоскости скольжения: $(\vec{n} \cdot \vec{b}) \neq 0$. Такое движение дислокации может происходить в том случае, если полуплоскость, образующая дислокации, либо удлиняется, либо укорачивается (рис. 9).

Переползание сопровождается переносом массы вещества кристалла. Поэтому данный тип движения дислокаций наиболее ха-

рактен при высоких температурах, когда роль диффузии атомов значительно возрастает.

Деформационное упрочнение твердых тел

Наиболее существенное влияние на прочность оказывают дислокации. Зависимость между плотностью дислокаций ρ и прочностью кристалла схематически можно представить кривой на рис. 10.

На зависимости прочности от плотности дислокаций имеется минимум. Это свидетельствует о том, что прочность материала является высокой в случае, когда плотность дислокаций сравнительно невелика, либо в случае, когда плотность дислокаций очень высока. Практически все существующие и разрабатываемые способы упрочнения направлены на увеличение плотности дислокаций в металле. Упрочнение будет достигнуто, если дислокации будут малоподвижными (так называемые сидячие дислокации). Высокая плотность дислокаций и их малая подвижность приведет к тому, что дислокации будут взаимно блокировать друг друга. Кристалл, который практически не содержит дислокаций, технологически трудно получить. Исключение представляют материалы в виде нитевидных кристаллов.

Упрочнение материала при холодной пластической деформации называется наклёпом. **Упрочнение наклёпом** означает, что если кристаллический образец уже был деформирован, то для дальнейшей его пластической деформации необходимо напряжение, превышающее величину напряжения, первоначально вызвавшего пластическую деформацию.

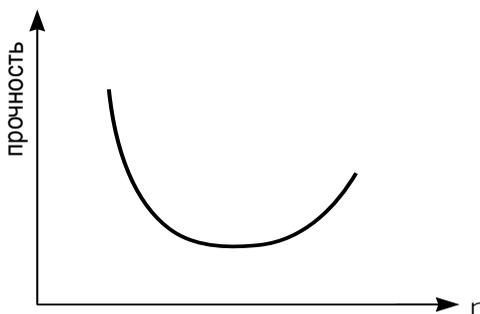


Рис. 10. Зависимость прочности кристалла от плотности дислокаций

Количественную оценку деформационного упрочнения материала может дать кривая **напряжение–деформация**. На рис. 11 представлена кривая напряжение–деформация характерная для гранецентрированных (ГЦК) монокристаллов. По кривой определяют коэффициент упрочнения.



Рис. 11. Кривая напряжение–деформация для монокристаллов с ГЦК решеткой

Коэффициентом упрочнения называется величина тангенса угла φ наклона кривой напряжение τ – деформация ϵ к оси деформаций

$$\eta = \text{tg } \varphi = \frac{\Delta \tau}{\Delta \epsilon}$$

На кривой можно выделить три участка, которые соответствуют трем стадиям упрочнения металла.

Первая стадия упрочнения – это стадия легкого скольжения. Характерным для этой стадии является небольшой коэффициент упрочнения $\eta = 10^{-4} G$. Это можно объяснить легким перемещени-

ем дислокаций по одной системе плоскостей. Как правило, это плоскости и направления с наиболее плотной упаковкой атомов.

Линиями скольжения называются ступеньки, возникающие в местах выхода дислокации на поверхность кристалла. На первой стадии наблюдаются **длинные линии скольжения** (рис. 12, *а*), которые хорошо видны в оптическом микроскопе.

Наиболее значительная доля упрочнения в ГЦК металлах приходится на вторую стадию, которая характеризуется значительно большим коэффициентом упрочнения: $\eta \approx 3 \cdot 10^{-3} \text{ Г}$. На этой стадии скольжение развивается по нескольким системам плоскостей. **Линии скольжения короткие, густо расположенные** (рис. 12, *б*).

По мере увеличения степени деформации растет плотность дис-

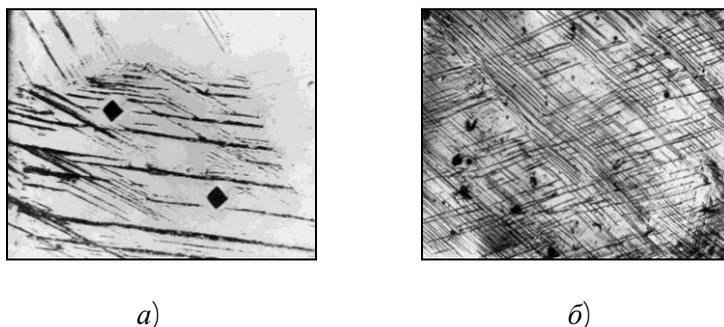


Рис. 12. Развитие линий скольжения на поверхности алюминия:
а – первая стадия, *б* – вторая стадия (увеличение $\times 200$)

локаций (до $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$). Наступает момент, когда поля напряжений дислокаций начинают перекрываться. Дислокации сильно взаимодействуют и мешают друг другу свободно перемещаться по кристаллу, что приводит к увеличению τ , т.е. к упрочнению кристалла.

Чем больше систем скольжения имеет кристаллическая решетка, тем более упрочняем металл. Электронно-микроскопические исследования показывают, что на этой стадии образуются очень

сложные дислокационные сплетения, хвосты, ступеньки, которые затрудняют перемещение дислокаций (рис. 13).

Наступление третьей стадии характеризуется появлением **грубых полос скольжения с частым поперечным скольжением**. На третьей стадии кривой коэффициент упрочнения η уменьшается. Эта стадия начинается при высоких напряжениях, достаточных для того, чтобы дислокации, ранее неподвижные, стали преодолевать потенциальные барьеры. Одним из таких механизмов является поперечное скольжение винтовых дислокаций.

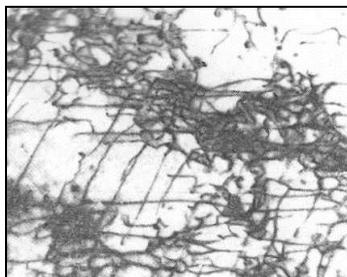


Рис. 13. Ячеистая дислокационная структура железа, растянутого на 10% при -78°C (увеличение $\times 10000$): границы ячеек образованы сплетением дислокаций; внутри ячеек находятся отдельные прямые дислокации

Конструкционные материалы, используемые на практике, обычно имеют поликристаллическое строение. На развитие процесса пластической деформации очень большое влияние оказывает наличие границ зерен. Так как зерна – кристаллики хаотически ориентированы друг относительно друга, то скольжение в каждом зерне обычно происходит более чем по одному семейству плоскостей скольжения, т.е. минуя стадию легкого скольжения (штриховая кривая на рис. 11).

Порядок выполнения работы

Для выполнения задания имеются кривые напряжение-деформация, полученные при растяжении образцов, изготовленных из литого алюминия, отожженных при температуре 550° в вакууме при давлении $\sim 10^{-2}$ мм. рт. ст., а также набор снимков линий скольжения, полос скольжения, фотографий с ямками травления и электронно-микроскопических снимков дислокационной структуры.

Задание 1. По кривой напряжение – деформация $\tau - \epsilon$ рассчитайте коэффициент упрочнения $\eta = \frac{\Delta\tau}{\Delta\epsilon}$ на различных стадиях деформации.

Задание 2. Проанализируйте снимки с линиями скольжения и полосами скольжения. Объясните, почему линии скольжения в одном случае длинные, редкие, в других – короткие, густые.

Задание 3. Используя метод секущих, рассчитайте плотность дислокаций по ямкам травления на I стадии упрочнения по формуле $\rho = \frac{N}{S}$.

Задание 4. Используя метод секущих, по электронно-микроскопическим снимкам рассчитать плотность дислокаций на II и III стадиях деформации по формуле

$$\rho = \frac{2n}{Lh}$$

Задание 5. Зная плотность дислокаций, по формуле $\tau \sim Gb(\rho)^{1/2} / 2\pi$ рассчитать сдвиговые напряжения на различных стадиях упрочнения и сравнить их с напряжениями, указанными на кривой напряжение – деформация. Для алюминия $G = 4 \cdot 10^{10}$ Н/м²; $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м. Толщина фольги $h = 0,5$ мкм.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение линейных дефектов в кристалле.
2. Что представляет собой краевая дислокация?
3. Что такое винтовая дислокация?
4. Как построить контур Бюргерса?
5. Что такое вектор Бюргерса и каковы его характерные особенности?
6. Какое движение дислокаций называется скольжением?
7. Какие плоскости называются плоскостями скольжения?
8. Что такое поперечное скольжение?
9. В чём состоит суть методов прямого наблюдения дислокаций?
10. Что такое переползание дислокаций?
11. Каким образом можно определить плотность дислокаций?
12. Какие три стадии упрочнения можно выделить на кривой напряжение – деформация?
13. Что называется коэффициентом упрочнения?
14. Чем объясняется большой коэффициент упрочнения металлов на второй стадии упрочнения?
15. Как рассчитать пластическую деформацию сдвига через плотность дислокаций?

Литература

1. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976.
2. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М., 1972.
3. Кужир, П.Г. Физика конденсированных сред / П.Г. Кужир [и др.]. – Минск: «Технопринт», 2002.
4. Леонович, С.Н. Основы физики твердого тела / С.Н. Леонович, С.И. Петренко. – Минск: БНТУ, 2010.

Учебное издание

ДИСЛОКАЦИИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Методические указания к лабораторной работе
Для студентов инженерно-технических специальностей

Составители:

ЮРКЕВИЧ Наталья Петровна
ПЕТРЕНКО Светлана Ивановна

Редактор

Подписано в печать.

Формат 60×84 1/16. Бумага типографская № 2.

Печать офсетная. Гарнитура Таймс.

Усл. печ. л. . Уч.-изд. л. . Тираж 100. Заказ .

Издатель и полиграфическое исполнение:

Белорусский национальный технический университет.

Лицензия 02330.0056975 от 01.04.2004.

220013, Минск, проспект Независимости, 65.