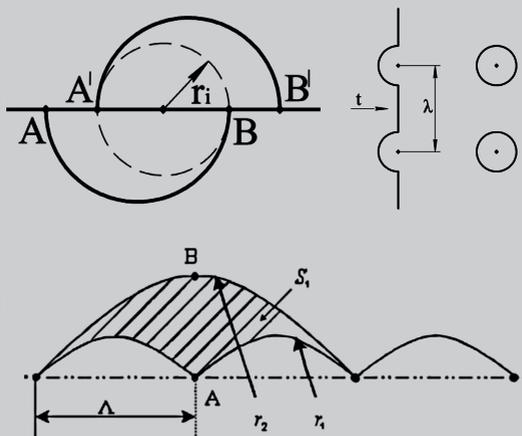


Министерство образования и науки Российской Федерации
Тольяттинский государственный университет
Институт машиностроения
Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Л.И. Попова, Д.А. Болдырев

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

Электронное учебное пособие



© ФГБОУ ВО «Тольяттинский
государственный университет», 2017

ISBN 978-5-8259-1149-6

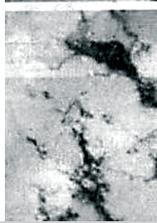


УДК 539.3
ББК 22.251

Рецензенты:

канд. физ.-мат. наук, доцент Волжского университета
им. В.Н. Татищева *В.И. Костин*;

д-р техн. наук, профессор Тольяттинского государственного
университета *Г.В. Клевцов*.



Попова, Л.И. Физика прочности и пластичности : электрон. учеб.
пособие / Л.И. Попова, Д.А. Болдырев. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2017. –
1 оптический диск.

Учебное пособие «Физика прочности и пластичности» освещает вопросы физики упругой и пластической деформации, неупругих явлений в упругой области деформации; влияния различных факторов на поведение материалов под нагрузкой. Большое внимание уделяется механизмам пластической деформации и упрочнения на основе дислокационной теории.

Предназначено для студентов направления подготовки 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» очной формы обучения.

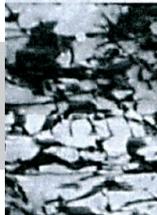


Текстовое электронное издание.

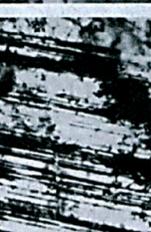
Рекомендовано к изданию научно-методическим советом
Тольяттинского государственного университета.

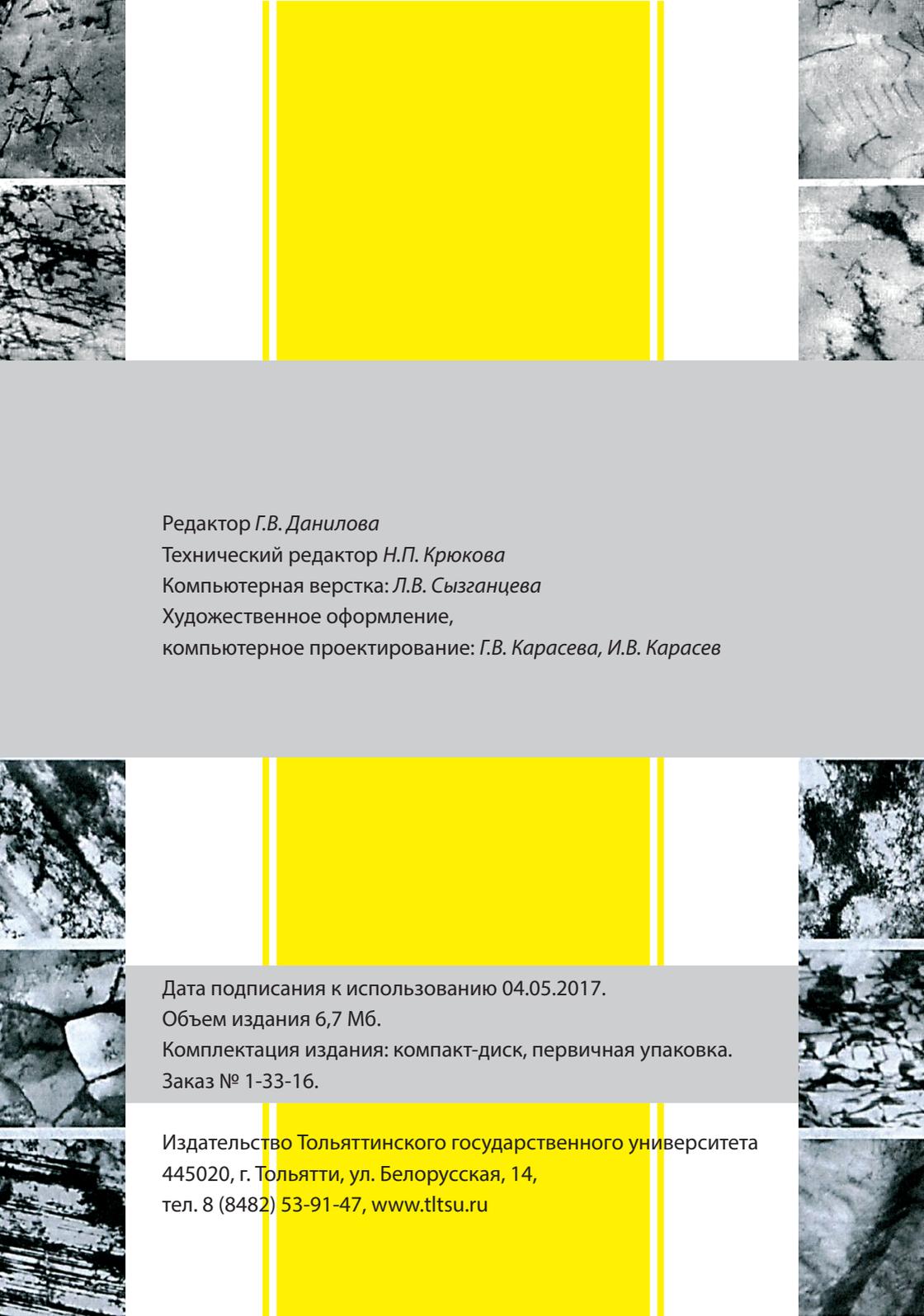


Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8; PIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; CD-ROM; Adobe Acrobat Reader.



© ФГБОУ ВО «Тольяттинский
государственный университет», 2017





Редактор *Г.В. Данилова*
Технический редактор *Н.П. Крюкова*
Компьютерная верстка: *Л.В. Сызганцева*
Художественное оформление,
компьютерное проектирование: *Г.В. Карасева, И.В. Карасев*

Дата подписания к использованию 04.05.2017.
Объем издания 6,7 Мб.
Комплектация издания: компакт-диск, первичная упаковка.
Заказ № 1-33-16.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14,
тел. 8 (8482) 53-91-47, www.tltsu.ru

Содержание

1. УПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТВЁРДЫХ ТЕЛ. ХАРАКТЕРИСТИКИ УПРУГОСТИ И ВЛИЯЮЩИЕ НА НИХ ФАКТОРЫ	6
1.1. Упругая деформация и характеристики упругих свойств	6
1.2. Факторы, влияющие на модули упругости	9
2. НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ	14
2.1. Понятие внутреннего трения, основные механизмы рассеяния энергии, классификация явлений по виду зависимости между напряжением и неупругой деформацией	14
2.2. Релаксационные явления	16
2.3. Внутреннее трение, обусловленное точечными дефектами, как частный случай релаксационных процессов	20
3. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПЛАСТИЧНОСТИ	23
3.1. Скольжение	23
3.2. Двойникование	27
4. КЛАССИФИКАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР (ДСС) И ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ ИХ ЭВОЛЮЦИИ	34
4.1. Структурные уровни деформации, неразориентированные и разориентированные ДСС	34
4.2. Две основные цепочки превращений для низко- и высокоэнергетических ДСС	44
5. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ	46
5.1. Макро- и микроскопические модели деформации поликристаллов. Зернограничное упрочнение	46

5.2. Взаимодействие дислокаций с границами зёрен и зернограничные механизмы деформации	50
5.3. Текстуры деформации	52
6. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ	55
6.1. Основные факторы упрочнения и их классификация	55
6.2. Деформационное упрочнение	56
6.3. Упрочнение легированием	61
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	74

1. УПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТВЁРДЫХ ТЕЛ. ХАРАКТЕРИСТИКИ УПРУГОСТИ И ВЛИЯЮЩИЕ НА НИХ ФАКТОРЫ

1.1. Упругая деформация и характеристики упругих свойств

Упругая деформация имеет обратимый характер, т. е. исходные размеры и форма тела восстанавливаются после снятия нагрузки. При этом сделано допущение, что упругая деформация возникает мгновенно в момент приложения внешнего напряжения, что подтверждается на практике, поскольку время запаздывания упругой деформации не превосходит возможности измерительной аппаратуры. Однако существует ряд особых случаев, при которых время запаздывания следует учитывать. Причины замедленной реакции будут рассмотрены в разделе, посвящённом процессам внутреннего трения.

Механизмы упругой деформации:

- 1) изменение расстояния между атомами под действием внешней нагрузки;
- 2) идеализация кристалла — рассыпание малоугловых дислокационных блочных границ.

Характеристиками упругих свойств материала являются следующие.

1. Модуль Юнга, связывающий деформацию ε и напряжение σ при одноосном нагружении в законе Гука: $\sigma = E\varepsilon$.

Модуль Юнга (E) связан непосредственно с энергией межатомных связей и может быть найден по наклону кривой зависимости действующей силы f от расстояния между атомами: $df/du \sim E$.

Под действием силы f происходит смещение атомов на величину du . При этом совершается работа, компенсирующаяся изменением энергии связей, т. е.

$$fdu = \Phi(u + du) - \Phi(u) = d\Phi(u).$$

Условие равновесия записывается как

$$f = \frac{d\Phi(u)}{du}.$$

Материалы, характеризуемые глубоким и узким минимумом на кривой изменения энергии, имеют большой модуль упругости, так как производная df/du равна 2-й производной энергии по расстоянию:

$$\frac{df}{du} = \frac{d^2\Phi}{du^2}.$$

Качественно это утверждение иллюстрирует рис. 1.1. Данные, приведённые в табл. 1.1, подтверждают его количественно.

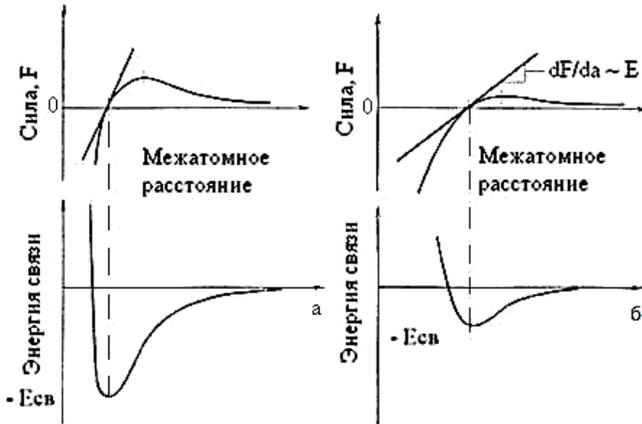


Рис. 1.1. Зависимость модуля Юнга от энергии связи:
а – материалы с прочными связями; *б* – материалы со слабыми связями

Таблица 1.1

Связь модуля упругости E с температурой плавления $T_{пл}$ материала

Материал	$E \cdot 10^3$, кгс/мм ²	$T_{пл}$, °C
TiC	31,5	3100
Fe	21,1	1539
Pb	1,5	<300
Каучук	0,007	<300

2. Коэффициент Пуассона. Растягивающее напряжение по оси Z вызывает деформацию $+\varepsilon_z$ и сжатие по направлениям $-\varepsilon_x$ и $-\varepsilon_y$. Если материал изотропен, то $-\varepsilon_x = -\varepsilon_y$.

Коэффициент Пуассона или коэффициент поперечного сжатия:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_z}.$$

Это отношение равно 0,5 для идеального материала с постоянным объёмом. У реальных материалов силы притяжения и отталкивания различным образом зависят от изменения межатомного расстояния, поэтому у них $\nu \neq 0,5$. Например, для Pb коэффициент Пуассона равен 0,4; для Fe $\nu = 0,28$.

3. Объёмный модуль упругости связывает напряжения и объёмную деформацию при всестороннем сжатии. Всестороннее сжатие на практике можно реализовать путём гидростатического нагружения. При всестороннем сжатии:

$$\frac{\Delta V}{V} = \beta \cdot \delta_{\text{гидр}}.$$

Коэффициент всестороннего сжатия:

$$K = 1/\beta \text{ [МПа]},$$

где β – сжимаемость.

Модуль Юнга и коэффициент всестороннего сжатия связаны между собой следующей зависимостью:

$$E = 3 \cdot K(1 - 2\nu).$$

4. Модуль сдвига. Упругие деформации сдвига возникают под действием касательного напряжения. Модуль рассчитывается как их отношение:

$$G = \frac{\tau}{g}.$$

Деформация сдвига определяется как (рис. 1.2):

$$g = \text{tg } \alpha = \frac{x}{y}.$$

Модуль сдвига связан с модулем Юнга и коэффициентом всестороннего сжатия следующими соотношениями:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \text{ или } G = \frac{3k(1-2\nu)}{2(1+\nu)}.$$

Модуль сдвига (G) обычно составляет 0,35–0,4 от модуля Юнга (E).

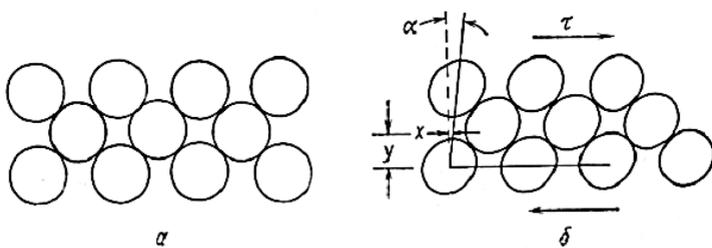


Рис. 1.2. Упругая деформация сдвига:
 а – деформация отсутствует; б – деформация сдвига

1.2. Факторы, влияющие на модули упругости

1. Период решётки

С теоретической точки зрения сила притяжения обратно пропорциональна квадрату расстояния: $F_{пр} \sim \frac{1}{a^2}$, а так как напряжение является силой, отнесённой к площади поверхности $\tau = \frac{F}{S}$, то $\tau \sim \frac{1}{a^4}$.

Поэтому при данном типе кристаллической структуры $G \sim 1/a^4$, что подтверждается экспериментальной зависимостью (рис. 1.3).

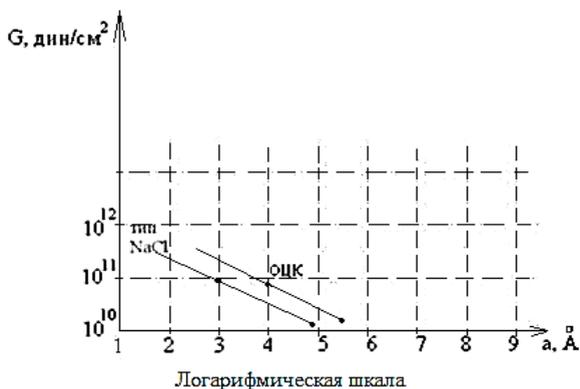


Рис. 1.3. Зависимость модуля сдвига от межатомного расстояния

2. Анизотропия

Изменение ориентировки кристалла относительно оси прилагаемой нагрузки влияет на величину межатомного расстояния в данном направлении, а следовательно, приводит к изменению модуля упругости (табл. 1.2).

Таблица 1.2

Зависимость модуля Юнга от ориентации кристалла

Материал	Модуль Юнга, 10^3 кгс/мм ²		
	Максимальная по направлению [111]	Минимальная по направлению [100]	При хаотичной ориентировке монокристаллов
α -Fe	28,7	13,3	21,0
Cu	19,6	7,0	11,2

Экспериментальным доказательством зависимости модулей упругости от кристаллографического направления является изменение скорости распространения упругой волны при различной ориентации кристалла.

Упругие волны в кристалле распространяются со скоростью:

$$u_{\text{продольная}} = \sqrt{\frac{E}{\rho}}; \quad u_{\text{поперечная}} = \sqrt{\frac{G}{\rho}},$$

где ρ – плотность вещества.

Если кристалл ориентировать различным образом в пространстве, то скорости распространения волн будут различны, а так как плотность постоянна, следовательно, изменяются модули упругости.

Анизотропию упругих свойств необходимо учитывать при использовании монокристаллов или текстурованных материалов. В поликристаллическом агрегате при хаотичной ориентации зёрен свойства усредняются по направлениям, однако анизотропия приводит к формированию различных напряжений и деформаций в отдельных зёрнах под действием внешней нагрузки.

3. Легирование

Влияние легирования на модули упругости связано с изменением межатомного расстояния в решётке, а значит, и сил межатомного взаимодействия.

С увеличением концентрации легирующего элемента параметр решётки изменяется практически линейно, поэтому и изменение модулей упругости также подчиняется линейной зависимости. В случае идеального твёрдого раствора модуль упругости прямо пропорционален количеству растворённого элемента (рис. 1.4).

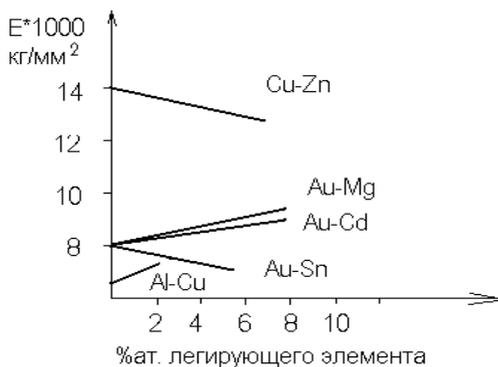


Рис. 1.4. Влияние содержания легирующего элемента на модуль нормальной упругости алюминия, золота и меди

Направление влияния легирования на модули упругости зависит от взаимного соотношения между силами связи атомов растворённого элемента и растворителя и силами межатомного взаимодействия в решётке растворителя. Если величина первых сил больше, то модули упругости повышаются. Увеличение растворённого элемента сверх предела растворимости приводит к образованию вторичных фаз. Эти структурные изменения дополнительно повышают модули упругости, если модуль упругости вторичной фазы больше модуля раствора.

Упорядочение твёрдых растворов приводит к возрастанию модуля упругости. Интерметаллиды можно рассматривать как твёрдые растворы с высокой степенью упорядочения, имеющие более высокий модуль упругости, чем входящие в их состав металлы, например:

$$E_{\text{Cu}_3\text{Au}} = 7700 \text{ кгс/мм}^2 \text{ в направлении [100].}$$

$$E_{\text{Cu}} = 7000 \text{ кгс/мм}^2.$$

$$E_{\text{Au}} = 4200 \text{ кгс/мм}^2.$$

4. Температура

При повышении температуры модули упругости обычно уменьшаются в связи с тем, что тепловая энергия способствует преодолению межатомных сил взаимодействия. Исключением являются каучуки и другие эластомеры.

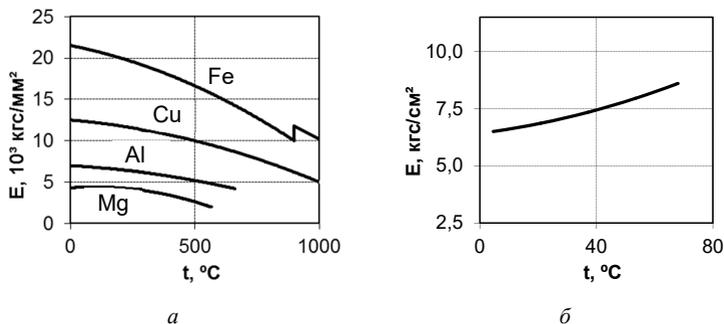


Рис. 1.5. Зависимость модуля Юнга от температуры:
а — металлы; б — каучук

В среднем при повышении температуры на 100°C модуль упругости изменяется на 2–3 %. Общая температурная зависимость модуля упругости может быть описана следующим математическим выражением:

$$E = E_{20} (1 \pm \gamma T),$$

где γ — термоупругий коэффициент. У некоторых сплавов наблюдается аномальное температурное поведение модуля упругости, связанное с магнитными эффектами. Так, в элинварных сплавах в связи с эффектом магнитострикции модуль упругости постоянен в интервале температур $20\text{--}100^\circ\text{C}$. Это позволяет применять их в качестве конструкционного материала в точном приборостроении.

Изменение температуры может косвенно влиять на величину модулей упругости, если происходят фазовые превращения или рекристаллизационные процессы.

Практические задания

1. Покажите, что при небольших одноосных напряжениях идеально упругого материала коэффициент Пуассона равен 0,5.
2. Какое всестороннее сжатие необходимо осуществить, чтобы ГЦК-решётка железа превратилась в ОЦК без изменения объёма?
Справочные данные:
 - радиус атомов железа в ГЦК-решётке – 1,27 Å, в ОЦК – 1,241 Å;
 - $K^I = 0,74$ (ГЦК); $K^I = 0,68$ (ОЦК);
 - $E(\text{Fe}) = 21000 \text{ кг/мм}^2$; $\nu = 0,28$.

Контрольные вопросы

1. Перечислите факторы, влияющие на модули упругости.
2. Напишите математическое соотношение между модулем Юнга, коэффициентом Пуассона и модулем всестороннего сжатия.
3. Определите соотношение E/G для Pb, если $\nu = 0,4$.
4. Как изменится модуль Юнга при легировании золота магнием, если силы связи Mg – Au больше, чем силы межатомного взаимодействия в решётке растворителя?
5. Как обычно изменяется E с повышением температуры?
6. Какими особыми свойствами обладают элинвары?
7. Каков химический состав элинварных сплавов?
8. Каковы особенности поведения эластомеров в упругой области деформации?
9. Почему период решётки влияет на значения модулей упругости?
10. Назовите отличие касательных напряжений от нормальных.
11. В каком из кристаллографических направлений ГЦК-решётки модуль упругости будет выше и почему?

2. НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ

2.1. Понятие внутреннего трения, основные механизмы рассеяния энергии, классификация явлений по виду зависимости между напряжением и неупругой деформацией

В классической теории упругости считается, что каждому этапу деформации соответствует новое состояние системы, характеризующееся изменениями внутренней структуры в соответствии с принципом Ле-Шателье.

При медленном нагружении все изменения состояния системы успевают следовать за процессами деформации и термодинамическое равновесие системы не нарушается. Такой процесс с энергетической точки зрения является обратимым, т. е. вся запасённая системой в процессе нагружения энергия полностью выделяется при разгрузке, при этом линии нагружения и разгрузки совпадают.

В реальных телах наблюдаются отклонения от идеально-упругого поведения. Деформация отстаёт по фазе от напряжения, при этом происходит рассеяние упругой энергии на несовершенствах кристаллической решётки. С термодинамической точки зрения такой процесс является необратимым. Площадь петли гистерезиса определяет величину рассеянной энергии за цикл (рис. 2.1). Явления неупругости, проявляющиеся при напряжениях ниже предела упругости, по-другому называются явлениями внутреннего трения.

Различают следующие виды внутреннего трения:

- 1) релаксационное;
- 2) гистерезисное;
- 3) резонансное.

Различия между этими видами внутреннего трения заключаются в характере зависимости рассеянной энергии от амплитуды, частоты рассеяния и температуры испытаний.

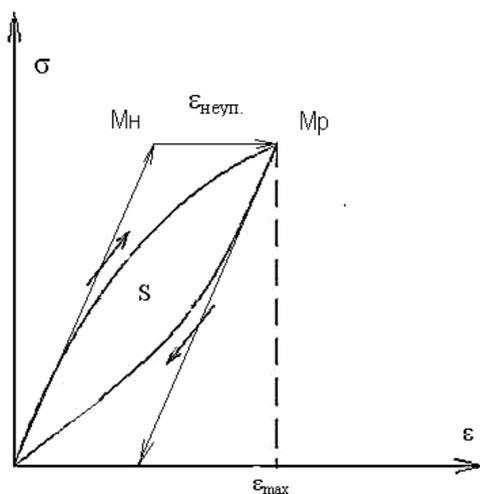


Рис. 2.1. Петля гистерезиса, образующаяся за счёт появления и снятия деформации в упругой области

Классифицировать механизмы внутреннего трения принято по элементарным процессам, обуславливающим диссипацию (рассеяние) энергии. Общепринята классификация Ван Бюрена.

1. Дислокационное затухание при низких температурах (пик Бордони), дислокационное затухание при высоких температурах, резонансное поглощение на дислокациях, дислокационный гистерезис.

2. Внутреннее трение, обусловленное не только движением дислокаций (диссипация по границам зёрен, внутреннее трение, обусловленное точечными дефектами, упруго-вязкое последствие).

3. Внутреннее трение, связанное с присутствием растворённых атомов (затухание Снука в ОЦК- и ГЦК-кристаллах, затухание Кестера в твёрдых растворах внедрения, упорядочение в твёрдых растворах замещения).

4. Термоупругое затухание.

5. Затухание, связанное с магнитными эффектами.

2.2. Релаксационные явления

Если мгновенно приложить нагрузку, то в реальном твёрдом теле возникнет мгновенная деформация ε_0 , увеличивающаяся со временем до ε_∞ . Изменение деформации от ε_0 до ε_∞ называется деформацией прямого упругого последствия. Если напряжения мгновенно снять, то деформация уменьшится на ε_0 , а затем постепенно и до нуля, что является обратным упругим последствием (рис. 2.2). При мгновенной фиксации деформации аналогичным образом протекает и релаксация напряжений.

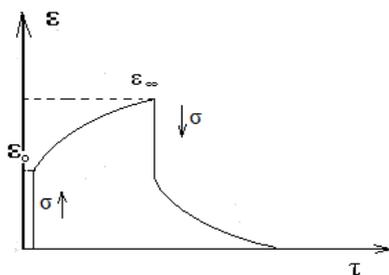


Рис. 2.2. Релаксация деформации при постоянном напряжении

Математическое описание релаксационных явлений приведено в формальной теории неупругости Зинера, предполагающей, что соотношение между деформацией и напряжением можно описать линейным уравнением

$$a_1 \cdot \sigma + a_2 \cdot \dot{\sigma} = b_1 \cdot \varepsilon + b_2 \cdot \dot{\varepsilon}, \quad (1)$$

где $\dot{\sigma}$ и $\dot{\varepsilon}$ — первые производные по времени.

Твёрдое тело, поведение которого описывается данным линейным уравнением, называется линейным вязко-упругим телом.

Если минимизировать количество констант путём деления на одну из них, например на $\frac{a_2}{a_1} : \frac{b_1}{a_1} : \frac{b_2}{a_1}$, то уравнение (1) приводится к виду:

$$\sigma + \tau_\varepsilon \cdot \dot{\sigma} = M_p (\varepsilon + t_\sigma \cdot \dot{\varepsilon}). \quad (2)$$

В нём все константы имеют строгий физический смысл: t_ε — время релаксации напряжения при постоянной деформации ($\varepsilon = \text{const}$);

t_σ – время релаксации деформации при постоянном напряжении;
 M_p – релаксированный модуль упругости (рис. 2.1).

Если в момент времени $t = 0$ приложить напряжение σ_0 , то выражение (2) примет вид:

$$\sigma_0 = M_p \cdot \varepsilon + M_p \cdot t_\sigma \cdot \dot{\varepsilon}. \quad (3)$$

Решением уравнения (3) является математическая зависимость

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{M_p} + \left(\varepsilon_0 - \frac{\sigma_0}{M_p} \right) \cdot e^{-t/t_\sigma}, \quad (4)$$

где t – текущее время.

Действительно, в начальный момент времени $\varepsilon(t) = \varepsilon_0$, а при $t = \infty$ деформация достигает равновесного значения, определённого законом Гука.

Аналогичным образом получаем математическую зависимость, описывающую изменение напряжений во времени:

$$\sigma(t) = M_p \varepsilon_0 + (\sigma_0 - M_p \varepsilon_0) \cdot e^{-t/t_\sigma}. \quad (5)$$

Таким образом, релаксация и напряжений, и деформаций реализуется по экспоненциальному закону от первоначальной величины.

Нерелаксированный модуль упругости есть отношение бесконечно малого приращения напряжения к приращению деформации за бесконечно малый промежуток времени до начала релаксации,

т. е. $M_n = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}$ при $\Delta t \rightarrow 0$.

Релаксированный и нерелаксированный модули упругости связаны соотношением

$$M_n = M_p \frac{t_\sigma}{t_\varepsilon}. \quad (6)$$

Последнее выражение показывает, что $M_n \geq M_p$, так как t_σ всегда больше или равно t_ε .

Величина $\Delta M = |M_n - M_p|$ называется дефектом модуля.

Внутреннее трение часто исследуют при периодическом изменении нагрузки.

$$\sigma = \sigma_0 \sin \omega t.$$

В этом случае деформация также будет изменяться периодически и отставать от нагрузки на угол φ .

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin(\omega t - \varphi),$$

где ω – круговая частота, $\omega = 2\pi f$, f – число колебаний в секунду.

Мерой внутреннего трения при периодических нагрузках является $\operatorname{tg} \varphi$.

В комплексной форме:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot e^{i\omega t}; \quad (7)$$

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 \cdot e^{i\omega t}. \quad (8)$$

При подстановке выражений (7) и (8) в (4) и (5):

$$(1 + i\omega t_\varepsilon) \cdot \sigma_0 = M_p \varepsilon_0 (1 + i\omega t_\sigma) \text{ или } \sigma_0 = M_K \varepsilon_0, \quad (9)$$

где

$$M_K = M_p \frac{1 + i\omega t_\sigma}{1 + i\omega t_\varepsilon} \quad (10)$$

– комплексный модуль.

Величина $\operatorname{tg} \varphi$ представляет собой отношение мнимой и действительной частей комплексного модуля:

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{\omega \Delta \varphi}{1 + \omega^2 \bar{t}^2},$$

где $\bar{t} = (t_\varepsilon \cdot t_\sigma)^{1/2}$ – среднее геометрическое времён релаксации.

Используя соотношение (6), получаем:

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{M_n - M_p}{\bar{M}} \frac{\omega \bar{t}}{1 + \omega^2 \bar{t}^2}, \quad (11)$$

где $\bar{M} = (M_n \cdot M_p)^{1/2}$ – среднее геометрическое релаксированного и нерелаксированного модулей упругости.

Первый сомножитель называют степенью релаксации модуля.

Второй сомножитель определяет частотную зависимость внутреннего трения. Его величина максимальна и равна 1/2 при $\omega \bar{t} = 1$ – это условие проявления максимума внутреннего трения. Следовательно:

$$\operatorname{tg} \varphi_{\max} = \frac{\Delta M}{2\bar{M}}.$$

Динамический модуль упругости определяют как модуль, обуславливающий компоненту деформации, совпадающую по фазе с напряжением:

$$M_\omega = M_p \frac{1 + \omega^2 \bar{t}^2}{1 + \omega^2 t_\varepsilon^2}. \quad (12)$$

Подставляя выражение (6) в (12), получим:

$$M_{\omega} = M_n - \frac{M_n - M_p}{1 + \omega^2 \bar{t}^2}. \quad (13)$$

Из последнего выражения следует, что в предельных случаях динамический модуль упругости достигает значений релаксированного или нерелаксированного модуля соответственно (рис. 2.3).

$$M_{\omega} = M_n, \text{ при } \omega \bar{t} > 1 \text{ и } M_{\omega} = M_p, \text{ при } \omega \bar{t} < 1.$$

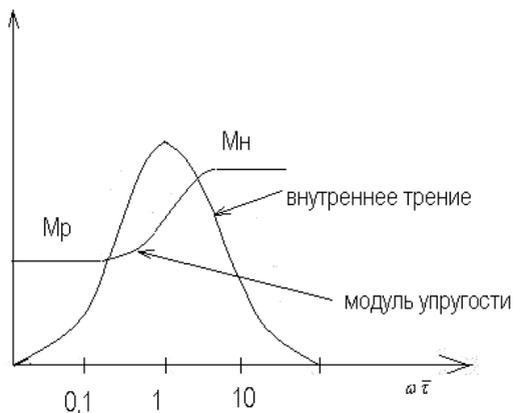


Рис. 2.3. Зависимость внутреннего трения и динамического модуля упругости от частоты колебаний

Физический смысл данных выражений состоит в том, что при низких частотах вся динамическая перестройка в твёрдом теле успевает произойти и рассеяние энергии отсутствует, а при высоких частотах релаксационные процессы не могут протекать из-за недостатка времени и $M_{\omega} \rightarrow M_n$.

Если процессы внутреннего трения связаны с диффузией точечных дефектов, то время релаксации будет изменяться по закону Аррениуса:

$$\bar{t} = t_0 e^{H/RT}, \quad (14)$$

где H – энергия активации процесса; T – температура; R – универсальная газовая постоянная.

Данное соотношение позволяет определять положение максимума внутреннего трения при изменении температуры, что с экспериментальной точки зрения является более простым, чем изме-

нение частоты. Кроме того, время релаксации экспоненциально зависит от температуры и небольшое изменение последней равноценно изменению частоты колебаний на несколько порядков.

2.3. Внутреннее трение, обусловленное точечными дефектами, как частный случай релаксационных процессов

Условием возникновения внутреннего трения, связанного с точечными дефектами, является их асимметричность. Возникающие при этом искажения в кристаллической решётке также несимметричны, т. е. различны в трех направлениях пространства, распределены хаотично и статистически равномерно. Приложение внешней нагрузки повлечёт за собой более выгодное с энергетической точки зрения перераспределение точечных дефектов.

Характерным примером релаксационных явлений такого типа является затухание Снука – перемещение внедрённых атомов в металлах с ОЦК-решёткой.

Например, атомы углерода в ОЦК-решётке железа располагаются в середине рёбер куба или в центре граней и их расположение относительно осей кристалла статистически равномерно.

При приложении растягивающего напряжения вдоль оси Z расположение внедрённых атомов в этом направлении станет энергетически более выгодным. Атомы, расположенные вдоль осей X и Y , переместятся на расстояние меньше межатомного в энергетически более выгодное положение. Этот процесс происходит во времени, обеспечивает наличие неупругой деформации и приводит систему в новое равновесное состояние.

Наиболее ярким экспериментальным доказательством данной теории является тот факт, что при приложении нагрузки вдоль направления $[111]$, имеющего одинаковые углы с кубическими осями кристаллической решётки, упругое последствие не возникает и диссипации энергии в этом случае не наблюдается.

Внутреннее трение, связанное с симметричными дефектами, проявляется в случае приложения неоднородного внешнего напряжения, например, при изгибных колебаниях.

В данном явлении скорость перемещения атомов $\frac{\partial n}{\partial t}$, находящихся в менее стабильных местах, пропорциональна их количеству (n):

$$\lambda \left(-\frac{\partial n}{\partial t} \right) = n, \quad (15)$$

где λ – константа времени релаксации.

Время релаксации – это время, за которое возникает или снимается максимально возможная неупругая деформация.

Проведём математическое преобразование данного выражения и проинтегрируем его:

$$\begin{aligned} \frac{\partial n}{n} &= -\partial t \cdot \frac{1}{\lambda}, \\ \int \frac{\partial n}{n} &= \frac{1}{-\lambda} \int dt, \\ \ln n &= -\frac{1}{\lambda} t + \text{const.} \end{aligned}$$

Вводим начальные условия: при $t = 0$, $n = n_0$, так как ещё ни один атом не переместился, то

$$\begin{aligned} \ln n_0 &= \text{const}, \\ \ln n &= -\frac{t}{\lambda} + \ln n_0, \\ \ln n - \ln n_0 &= -\frac{t}{\lambda}, \\ \frac{n}{n_0} &= e^{-t/\lambda}, \\ n &= n_0 \cdot e^{-t/\lambda}, \end{aligned} \quad (16)$$

где n_0 – максимальное количество атомов, которое может переместиться в новые места.

Количество переместившихся к моменту времени t атомов обозначим через n_a , тогда

$$n_a = n_0 - n; \quad \text{или} \quad n_a = n_0(1 - e^{-t/\lambda}). \quad (17)$$

Неупругая деформация, происходящая во времени, пропорциональна количеству перемещающихся атомов, поэтому

$$\varepsilon_r = \varepsilon_0 \cdot e^{-t/\lambda}, \quad (18)$$

где ε_r – деформация, которая еще может произойти; ε_0 – максимально возможная неупругая деформация.

Практические задания

1. Определите энергию активации релаксационного процесса, происходящего в результате диффузионного перемещения атомов. Используйте уравнение Аррениуса для времени релаксации, условие максимума внутреннего трения и два независимых способа выявления максимума внутреннего трения (изменение частоты и температуры).
2. Длинную проволоку нагрузили до $2,1 \text{ кг/мм}^2$, при этом мгновенная деформация составила $2,847 \text{ мм}$, через 5 минут деформация достигла $2,974 \text{ мм}$, а через несколько дней — $2,982 \text{ мм}$. Определите остаточное удлинение, которое сохранится через 2 минуты после снятия нагрузки. Считать, что время релаксации при нагрузке и разгрузке одинаково.

Контрольные вопросы

1. Что такое внутреннее трение?
2. Перечислите основные механизмы внутреннего трения.
3. По какому принципу неупругие явления подразделяются на релаксационные, гистерезисные и резонансные?
4. Какие меры внутреннего трения вы знаете?
5. Какой модуль упругости больше: релаксированный или нерелаксированный? Почему?
6. Напишите математическое выражение для комплексного модуля упругости.
7. Определите условие максимума внутреннего трения.
8. К какой величине стремится динамический модуль при высоких частотах колебаний? Какова причина таких изменений?
9. Приведите экспериментальное доказательство теории Снука.
10. В каком случае симметричные дефекты могут являться причиной релаксационных эффектов?
11. Что такое время релаксации?
12. Какова математическая зависимость деформации и напряжений, изменяющихся во времени?

3. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПЛАСТИЧНОСТИ

Основные механизмы пластической деформации – скольжение и двойникование.

Рассмотрим их характерные особенности и области проявления.

3.1. Скольжение

Фундаментальные исследования закономерностей пластической деформации проводят при экспериментальных нагружениях монокристаллов, что обеспечивает возможность определения влияния кристаллической структуры и ориентации образцов на пластические и прочностные свойства.

Элементарным актом пластической деформации является движение дислокации в плоскости скольжения с выходом на поверхность и образованием ступеньки. Скольжение краевой дислокации – эстафетная передача функций экстраплоскости соседнему ряду атомов.

Скольжение в кристалле начинается по достижении касательного напряжения определённого уровня, называемого приведенным критическим напряжением сдвига – $\tau_{кр}$. Приведенное критическое напряжение сдвига зависит от типа упаковки кристаллической решётки, характера сил межатомных связей, температуры деформации и ориентации активных плоскостей скольжения.

В результате приложения к кристаллу внешних напряжений σ_0 , направленных вдоль оси образца, в плоскости скольжения начинает действовать сила F_r (рис. 3.1).

$F_r = F \cos \lambda$ – приведенное усилие сдвига, действующее в плоскости скольжения.

Касательное напряжение, действующее в плоскости скольжения, определяется как

$$\tau_{кр} = F_r/S_1,$$

где $S_1 = \frac{S_0}{\cos \varphi}$ – площадь плоскости скольжения, расположенной под углом λ к оси прилагаемой нагрузки.

Тогда:

$$\tau_{кр} = \frac{F \cos \lambda \cos \varphi}{S_0} = \sigma_0 \cos \lambda \cos \varphi,$$

где λ — угол между направлением скольжения и осью нагружения;
 φ — угол между нормалью к плоскости скольжения и осью нагружения.

Этот вывод предполагает, что деформация происходит только по одному семейству параллельных плоскостей.

Согласно закону Шмида, скольжение начинается в плоскостях скольжения с наибольшим приведенным напряжением сдвига, которое в первую очередь достигается в плоскостях скольжения, расположенных под углом 45° к оси прилагаемой нагрузки.

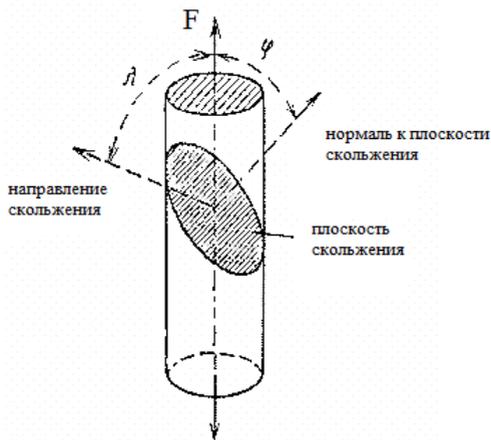


Рис. 3.1. Схема возникновения приведенного критического напряжения сдвига в монокристалле

С развитием пластической деформации углы χ уменьшаются, так как скольжение сопровождается вращением решётки относительно оси растяжения. Ориентация кристалла изменяется таким образом, что плоскость и направление скольжения приближаются к оси растяжения. Поэтому, если первоначально плоскости скольжения были ориентированы под углом $\chi > 45^\circ$, то вращение приводит к уменьшению напряжения течения, т. е. происходит геометрическое разупрочнение. И наоборот, если первоначально плоскости скольжения были ориентированы под углом $\chi < 45^\circ$, то происходит геометрическое упрочнение.

Величину $M = 1/(\cos \chi \cos \varphi)$ называют ориентационным фактором Тейлора.

Экспериментальная зависимость критического напряжения растяжения от ориентационного фактора хорошо совпадает с расчётной (рис. 3.2). Зависимость $\sigma_{кр}$ от ориентационного фактора для ГЦК- и ОЦК-металлов не обладает высокой отчётливостью из-за высокой симметрии кристаллов.

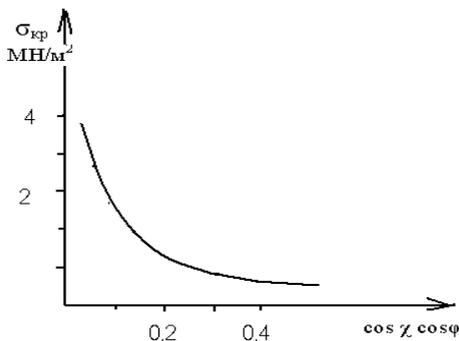


Рис. 3.2. Зависимость критического напряжения течения от ориентационного фактора для Zn (ГПУ) при постоянном критическом напряжении сдвига ($\tau_{кр}$)

Значения $\tau_{кр}$ при растяжении со скоростью $10^{-4}c^{-1}$ ($T = 20^\circ C$):

- для Zn (ГПУ) в плоскости скольжения (0001) – 0,18 МПа;
- для Cu (ГЦК) в плоскости (111) – 0,65 МПа;
- для Fe (ОЦК) в плоскости (110) – 27,5 МПа.

Скольжение развивается по плоскостям и направлениям с максимальной плотностью атомов. Так, направление скольжения представляет собой направление с наибольшей линейной плотностью и наименьшим вектором Бюргера, при этом плоскостями скольжения являются плоскости с наибольшим межплоскостным расстоянием.

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}},$$

где h, k, l – индексы Миллера.

Для каждого типа кристаллической решётки характерны свои системы скольжения (плоскость скольжения + направление скольжения) (табл. 3.1).

В процессе скольжения на поверхности кристалла образуются видимые в микроскоп ступеньки, называемые линиями скольжения. Величина ступеньки зависит от количества дислокаций, способных

пройти в одной плоскости скольжения. Группы близкорасположенных линий скольжения образуют полосы скольжения. Деформация развивается неоднородно и между полосами скольжения существуют области, не задействованные в пластической деформации, которые называют пачками скольжения. Шаг линий скольжения изменяется с развитием пластической деформации $H \approx 10^{-5}$ см, ширина пачки скольжения $\approx 10^{-4}$ см. Макроскопический сдвиг набирается из множества единичных, величина которых равна вектору Бюргера и кратна межатомному расстоянию. Относительная величина пластического сдвига составляет:

$$\varepsilon = b\rho\chi,$$

где χ – средняя длина пробега дислокаций; ρ – плотность дислокаций.

Таблица 3.1

Системы скольжения для различных типов кристаллических решёток

Структура	Металл	Плоскость скольжения	Направление скольжения	Число комбинаций
ГЦК	Al, Cu, Ag	{111}	$\langle \underline{1}01 \rangle$	12
ОЦК	α -Fe, W	{110}	$\langle \underline{1}11 \rangle$	12
		{211}	$\langle \underline{1}11 \rangle$	12
		{123}	$\langle 111 \rangle$	12
ГПУ	Mg, Cd, Sn	{0001}	$\langle 11\underline{2}0 \rangle$	3
	α -Ti	{1010}	$\langle 11\underline{2}0 \rangle$	6

Скорость пластической деформации может быть определена как

$$d\varepsilon/dt = b\rho v,$$

где v – скорость движения дислокаций, ограниченная скоростью звука в металле и изменяющаяся в широких пределах в зависимости от приложенных напряжений, температуры и других факторов.

Кроме скольжения, возможны и другие способы перемещения дислокаций: поперечное скольжение и переползание.

Переползание – неконсервативное перемещение дислокаций в плоскость, параллельную исходной за счёт диффузии вакансий или атомов, являющееся термически активируемым процессом. Переход дислокации в новую плоскость происходит не одновременно по всей её длине, а лишь частично. На дислокации образуется порог, движущийся в процессе перемещения вдоль её оси.

Перемещение дислокации в плоскость, не параллельную исходной, называется поперечным скольжением. Особенно характерно такое движение для винтовых дислокаций, так как её перемещение не определено однозначно в плоскости сдвига. Например, перемещение винтовой дислокации из (111) в (11 $\bar{1}$) не требует дополнительных затрат энергии и она может скользить, переходя из одной плоскости в другую. Поперечное скольжение преобладает при низких температурах. При движении дислокаций на них могут возникать геометрические и термические перегибы, облегчающие их перемещение в поле напряжений.

3.2. Двойникование

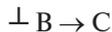
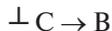
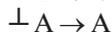
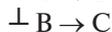
Двойникование – процесс образования зеркального отражения одной части кристалла относительно другой путём кооперативного сдвига атомов в определённом направлении относительно плоскости двойникования на расстояния меньше межатомных, пропорциональные дистанции от плоскости двойникования. Плоскость двойникования – плотноупакованная плоскость зеркального отражения решётки.

Двойник можно представить в виде нарушения порядка чередования атомных слоёв, т. е. как дефект упаковки. Например, для ГЦК-кристаллов:



Двойникующий сдвиг в кристалле может осуществляться:

а) либо совместным движением стопки частичных дислокаций (рис. 3.3);



 A (плоскость двойникования)

C

B

A

Толщина двойниковой прослойки у выхода на поверхность:

$$H = Nd,$$

где N – число двойникующих дислокаций; d – межплоскостное расстояние.

Размер ступеньки на поверхности

$$h = Nb,$$

где b – вектор двойникующего сдвига;

б) либо движением одной двойникующей дислокации по всей стопке атомных слоев последовательным переходом в каждый слой (полюсный механизм) (рис. 3.4).

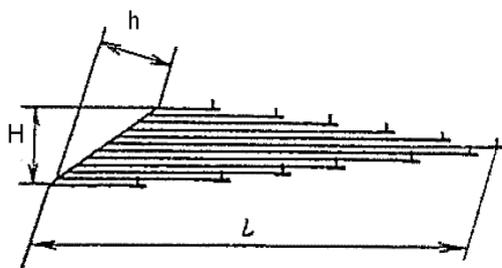


Рис. 3.3. Двойник как совокупность двойникующих дислокаций



Рис. 3.4. Полюсный механизм образования двойника

Образование двойника происходит путём вращения двойникующей частичной дислокации OA вокруг сидячей винтовой дислокации OC . Дислокации OB и OC являются полюсными, имеющими винтовые ориентации с вектором Бюргерса \vec{b} , перпендикулярным плоскости двойникования. Причем дислокация OB является полной винтовой дислокацией.

Образование двойников невозможно без наличия частичных дислокаций в кристалле, образующихся в результате расщепления или диссоциации полных дислокаций. Для ОЦК-металлов двойнивающая дислокация в плоскости $\{112\}$ имеет вектор Бюргерса $b = a/6[1\bar{1}1]$. Эта дислокация образуется в результате следующей дислокационной реакции:

$$a/2[111] = a/3[112] + a/6[1\bar{1}1],$$

где $a/2[111]$ – полная винтовая дислокация; $a/3[112]$ – сидячая дислокация Франка; $a/6[1\bar{1}1]$ – скользящая дислокация Шокли.

В ГЦК-металлах соответствующая реакция диссоциации для роста двойника в плоскости $\{111\}$ имеет вид:

$$a/2[110] = a/3[111] + a/6[11\bar{2}].$$

Критическое напряжение двойниковогоания много выше, чем приведенное критическое напряжение сдвига. Поэтому двойниковоание возможно лишь после процесса скольжения, при котором формируются серии петель, создающие необходимые напряжения для расщепления дислокаций, либо в случае, когда $\tau_{кр}$ сдвига высоко, т. е. при низких температурах и больших скоростях деформации. Критическое напряжение двойниковогоания определяет величина энергии дефекта упаковки (ЭДУ) – $\gamma_{ду}$.

$$\tau_{дв} = \gamma/b,$$

где b – вектор двойникового сдвига.

ЭДУ – это собственная свободная энергия дефекта, рассчитанная на единицу площади. Дефект упаковки не имеет поля напряжений. Это единственный из дефектов кристаллической решётки, энергия которого мала по сравнению с энергией парного взаимодействия. В переходных металлах увеличение свободной энергии системы, определяющее величину $\gamma_{ду}$, обусловлено возрастанием энергии электронов проводимости, связанной с их дифракцией на дефекте упаковки. Поэтому энергия дефекта упаковки сильно зависит от состава твёрдых растворов, а в чистых металлах – от их валентности.

Изменение ЭДУ при легировании связывают с возрастанием числа валентных электронов на атом:

$$(e/a) = z_A c_A + z_B c_B,$$

где c_A и c_B — атомные доли элементов А и В; z — число валентных электронов на атом, исходя из номера группы в таблице Менделеева.

В качестве подтверждения выполнения этой зависимости обычно приводят результаты экспериментов по измерению $\gamma_{\text{дУ}}$ в медных сплавах (рис. 3.5).

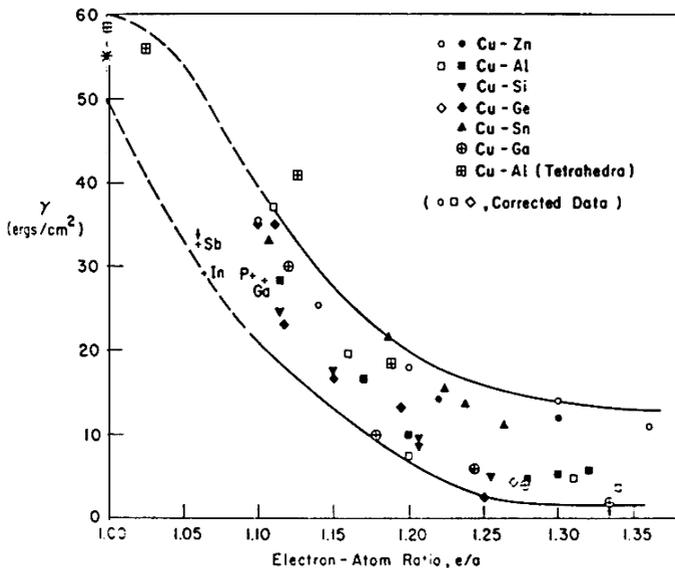


Рис. 3.5. Зависимость ЭДУ от электронной концентрации в медных сплавах

Легирование практически любым элементом приводит к снижению ЭДУ. Изменения величины ЭДУ при легировании известны только для ГЦК-решёток в бинарных сплавах Cu, Ag, Ni. Растворение любой примеси замещения снижают ЭДУ, за исключением растворов Mn в Cu, в которых до 11,6%_{ат.} Mn энергия дефекта упаковки не изменяется.

Установлена эмпирическая зависимость величины энергии дефекта упаковки от концентрации легирующего элемента для твёрдых растворов на основе меди:

$$\ln \gamma = \ln \gamma_{\text{дУ}}(\text{Cu}) - K \left(\frac{c/c_{\text{max}}}{1 + c/c_{\text{max}}} \right)^2,$$

где $\gamma_{\text{дв(Cu)}}$ – энергия дефекта упаковки для чистой меди, равная 57 ± 8 мДж/м²; K – константа, равная $12,5 \pm 1$ мДж/м² для меди; c – концентрация легирующего элемента в твёрдом растворе; c_{max} – предел растворимости данного легирующего элемента в твёрдом растворе.

Энергия дефекта упаковки определяет величину расщепления полной дислокации на частичные, тем самым влияя на ход эволюции дислокационной структуры. При пониженном значении ЭДУ образуются широкие дефекты упаковки, которые, во-первых, затрудняют поперечное скольжение и переползание дислокаций, то есть значительно увеличивают стадию деформации, связанную с движением дислокаций по первичной системе скольжения, во-вторых, способствуют запуску альтернативного механизма пластической деформации – механического двойникования.

При легировании ГЦК-кристаллов $\gamma_{\text{дв}}$ может изменяться на порядок и переводить двойникование в ведущий процесс пластической деформации. Чем меньше $\gamma_{\text{дв}}$, тем ниже $\tau_{\text{дв}}$, тем при более высоких температурах и меньших деформациях проявится двойникование.

Практические задания

1. Докажите, что величина деформации двойникованием в ОЦК-структурах составляет 0,707. (Используйте рис. 3.6.)

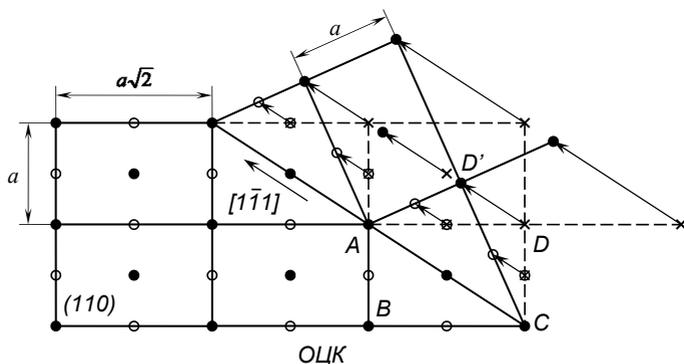


Рис. 3.6. Механическое двойникование для ОЦК-кристаллов, система $(112) [11\bar{1}]$: ● – плоскость чертежа; ○ – следующая плоскость над чертежом; × – исходное положение

- Изобразите плоскость и направление скольжения для заданного типа кристаллической структуры. (Варианты систем скольжения выдает преподаватель.)
- Определите критическое напряжение сдвига в системе скольжения (111) и $[\bar{1}10]$ алюминия, если $\sigma = 0,07 \text{ кг/мм}^2$ в направлении $[010]$ (рис. 3.7).

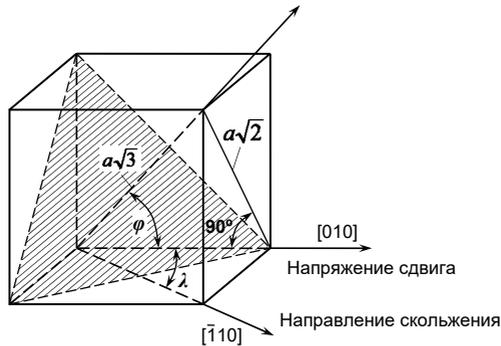


Рис. 3.7. Система скольжения (111) $[\bar{1}10]$ для ГЦК-решётки

- Рассчитайте минимальное содержание Ge (в %) в меди, при котором возможна деформация двойникованием, если известно, что предельная растворимость Ge – 9 %, а для реализации двойникования $\gamma_{\text{дв}}$ должна быть меньше 20 МДж/м^2 .

Контрольные вопросы

- Дайте определение двойникования как механизма пластической деформации.
- В чем заключается закон Шмида?
- В каком случае в процессе развития пластической деформации происходит явление геометрического разупрочнения?
- Перечислите способы перемещения краевых дислокаций.
- Напишите математическое выражение для скорости пластической деформации.
- Что такое полоса скольжения, пачка скольжения?
- Назовите тип кристаллической решётки металлов, для которых наиболее ярко выражена зависимость критического напряжения сдвига от ориентационного фактора. Почему?

8. Назовите характерные особенности плоскостей и направлений скольжения.
9. Перечислите основные особенности двойникования.
10. Какие механизмы образования двойников вы знаете?
11. Сравните величины критического касательного напряжения сдвига и двойникования.
12. Что такое ЭДУ? Каково её влияние на проявление двойникования?
13. Как изменяется ЭДУ при легировании?
14. Какие внешние факторы пластической деформации способствуют проявлению двойникования?
15. Напишите реакцию диссоциации винтовой дислокации $a/2[110]$ в плоскости (111) ГЦК-кристаллов.

4. КЛАССИФИКАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР (ДСС) И ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ ИХ ЭВОЛЮЦИИ

4.1. Структурные уровни деформации, неразориентированные и разориентированные ДСС

Закономерности пластической деформации (ПД) с самого начала изучались на разных структурных уровнях. Каждому структурному уровню соответствует определённый масштаб (протяжённость). Такой подход придает стройность анализу процессов пластической деформации. Впервые чёткие представления о структурных уровнях введены В.Е. Паниным (табл. 4.1).

Таблица 4.1

Структурные уровни, их масштаб и классификация

Название	Масштаб
<i>Микроуровень</i>	
1. Вакансия, атом	2–3 Å
2. Перегиб, порог	5–50 Å
3. Дислокация, уступ на границе зерна. Краудион	100 Å
4. Группа дислокаций, сплетение, полоса скольжения, зона сдвига, дислокационная стенка, отдельные образования дислокационного типа. Граница зерна. Доменные границы. Вакансионные, атомные и смешанные кластеры, сегрегации, частицы второй фазы	100–1000 Å
<i>Мезоуровень</i>	
5. Ячейка, дисклинационная петля и диполь, полоса в половой субструктуре, микрополоса сброса, микродвойники, группы дисклинаций. Пластины и рейки мартенсита. Блок мозаики, фрагмент, субзерно	0,1–1,0 мкм
6. Дислокационный ансамбль. Участок зерна или монокристалла. Пакет реек мартенсита. Зона сдвига, система скольжения	1 мм – 20 мкм
<i>Уровень зерна</i>	
7. Зерно. Дендрит	10–200 мкм
<i>Макроуровень</i>	
8. Группа зёрен. Волокно композита	0,2–0,5 мм
9. Участок образца	1 мм
10. Образец в целом	1 мм – 1 см

Каждому структурному уровню соответствует трехмерное образование, проявляющее себя в ходе пластической деформации определённым замкнутым образом. На каждом структурном уровне протекают определённые деформационные процессы, вклад которых в развитие пластической деформации можно оценить. Структурные уровни не функционируют отдельно, они действуют взаимосвязанно и общая картина деформации и упрочнения является результатом этого взаимодействия. При восхождении по иерархии структурных уровней происходит переход от отдельных дефектов к их группам и образованиям и нарастает роль коллективных эффектов, что влечёт за собой необходимость введения понятия дислокационного ансамбля.

Дислокационный ансамбль включает микронные участки материала с таким уровнем плотности дислокаций, чтобы их взаимодействие в группе было соизмеримо с действием на дислокацию внешнего приложенного поля, а протяжённость участка была больше радиуса экранирования упругого поля дислокационных групп. В таких условиях дислокации стремятся к снижению энергии собственного упругого поля, могут менять своё местоположение и формировать различные субструктуры. Перемещение одной дислокации повлечёт за собой перемещение других дислокаций, особенно в её окрестностях. Такая перестройка начинается в момент потери устойчивости предшествующей дислокационной субструктуры и начала формирования новой ДСС. Многие факторы пластической деформации определяются типом субструктуры и зависят от того, каким образом эта субструктура возникла, то есть строением и свойствами дислокационного ансамбля. В настоящее время подробно изучены ДСС в различных ГЦК-металлах и твёрдых растворах. Электронно-микроскопические исследования позволяют все типы ДСС разделить на два класса: незориентированные и разориентированные (табл. 4.2). Основные факторы, определяющие формирование ДСС: состав сплава, энергия дефекта упаковки, состояние атомного порядка (степень упорядочения), степень деформации (плотность дислокаций), температура и скорость деформации, вид нагруженного состояния.

Классификация дислокационных субструктур

Неразориентированные		Разориентированные	
Однородные	Неоднородные	Неоднородные	
Дислокационные		Дислокационно-дисклинационные	Бездислокационные
Хаотическая, скопления, сетчатая	Клубковая, неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, неразориентированная ячеисто-сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая	Субграницная, микрополосовая, с многомерными непрерывными и дискретными разориентировками	Фрагментированная (субзёренная) (бездислокационная)
С расщеплёнными дислокациями	Двойниковые, мартенситные и т. п.		
	С многослойными дефектами упаковки	Двойниковая (одно-, многомерная), с деформационным мартенситом	

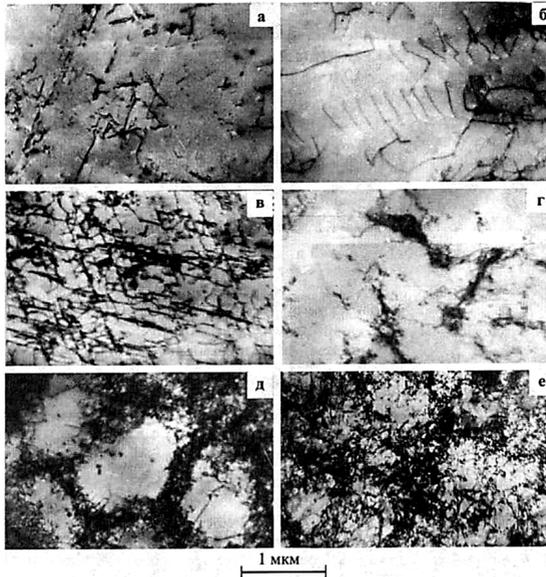


Рис. 4.1. Примеры неразориентированных ДСС, наблюдаемых в однофазных ГЦК-сплавах: *а* – хаотичное распределение дислокаций; *б* – дислокационные скопления; *в* – сетчатая ДСС; *г* – сгущения дислокаций; *д* – ячеистая ДСС; *е* – сетчато-ячеистая ДСС

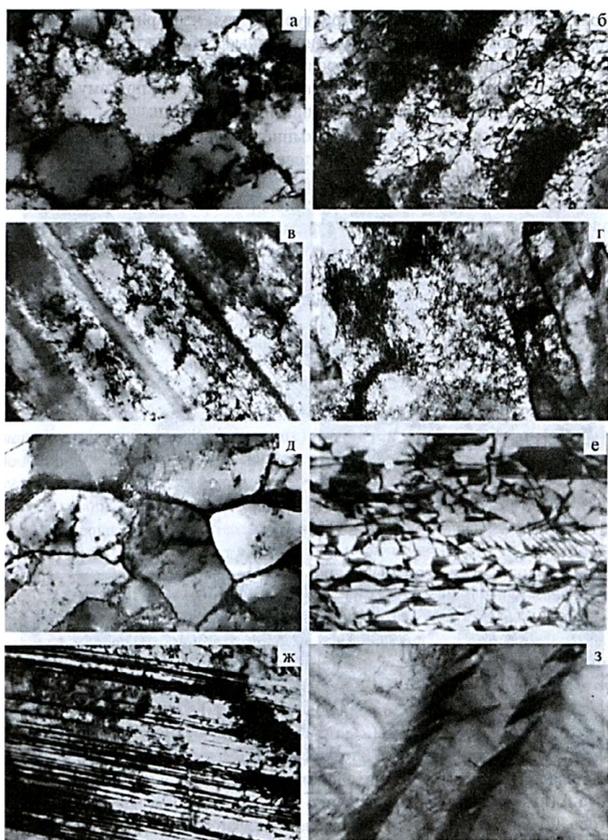


Рис. 4.2. Примеры разориентированных ДСС, наблюдаемых в ГЦК-сплавах твёрдых растворов: *а* – разориентированная ячеистая; *б* – ячеисто-сетчатая ДСС с плавными разориентировками; *в* – микрополосовая; *г* – субструктура с непрерывными и дискретными разориентировками; *д* – фрагментированная; *е* – многослойные ДУ; *ж* – двойниковая; *з* – деформационный мартенсит

Основные факторы, определяющие формирование ДСС:

- 1) состав сплава;
- 2) энергия дефекта упаковки;
- 3) состояние атомного порядка (степень упорядочения);
- 4) степень деформации (плотность дислокаций);
- 5) температура и скорость деформации;
- 6) вид нагруженного состояния.

Рассмотрим условия формирования конкретных дислокационных субструктур.

1. Хаотичное распределение дислокаций (рис. 4.1, *a*) – плотность дислокаций низкая, дислокации почти не взаимодействуют, формируется в условиях симметричного скольжения, при сильном твёрдорастворном упрочнении или самоторможении дислокаций, при малом ближнем порядке.

2. Скопления (рис. 4.1, *б*) – дислокации почти не взаимодействуют, формируются в условиях затруднённого поперечного скольжения, при среднем твёрдорастворном упрочнении и наличии ближнего порядка, низких температурах.

3. Однородная сетчатая (рис. 4.1, *в*) – условия идентичны 2, но необходима работа не менее двух систем скольжения при ограниченности поперечного скольжения и переползания. Дислокационная структура держится на порогах и реакциях. С увеличением степени пластической деформации сетчатая ДСС превращается в ячеисто-сетчатую (7).

4 и 5. Клубковая и ячеистая ДСС (рис. 4.1, *д*) – формируются при низких и умеренных температурах. Стенки ячеек могут содержать дислокации разного знака (т. е. мультипольное образование), разориентировки отсутствуют. Для формирования клубковой и ячеистой ДСС необходима возможность поперечного скольжения и переползания, действие нескольких систем скольжения, наличие прочных дислокационных барьеров, высокая ЭДУ, достаточная концентрация точечных дефектов. Клубковая и ячеистая ДСС удерживаются собственными сплетениями.

6. Ячеистая разориентированная (рис. 4.2, *a*) – с увеличением степени пластической деформации происходит накопление избыточной плотности дислокаций (т. е. дислокаций одного знака) и тогда ячеистая ДСС превращается в ячеистую разориентированную. Однородно ориентированные ячейки могут распределяться хаотически либо образовывать группы.

7. Ячеисто-сетчатая (рис. 4.1, *e*) – распределение дислокаций неоднородно, напоминает ячеистую ДСС, так как встречаются области, почти не содержащие дислокаций и ограниченные участками сгущений дислокаций. В сгущениях дислокации достаточно хорошо различимы.

8. Ячеисто-сетчатая разориентированная (рис. 4.2, б) – условия идентичны 7, отличия состоят в непрерывных разориентировках.

9. Полосовая (рис. 4.2, в) – представляет собой систему параллельных дислокационных субграниц, лежащих в октаэдрических плоскостях. Между субграницами наблюдается высокая плотность дислокаций, образующих сетчатую или ячеисто-сетчатую ДСС. Образуется в условиях высокой плотности дислокаций, интенсивного протекания процессов аннигиляции и разделения дислокаций разного знака под действием далекодействующих полей напряжений, при этом сами границы свободны от напряжений. Поперечное скольжение и переползание способствуют формированию полосовой ДСС. Структура формируется путём зарождения и роста малоугловых границ. В сплавах с низкой ЭДУ полосовая ДСС не развивается, а формируется двойниковая структура.

10. С многомерными разориентировками (рис. 4.2, г) – результат развития полосовой ДСС. Для её образования необходима высокая плотность дислокаций, сильная неоднородность скольжения, с увеличением степени деформации плотность субграниц нарастает, усложняется картина полей деформации и напряжений.

11. Фрагментированная ДСС (рис. 4.2, д) – формируется при повышенных температурах после определённых степеней пластической деформации в условиях протекания процессов возврата и полигонизации, когда все дислокации оказываются встроенными в мало- или большеугловые границы.

12. С расщеплёнными дислокациями – образуется путем сепарации частичных дислокаций под действием внешних напряжений. Необходима низкая ЭДУ и малое число систем скольжения.

13. С многослойными дефектами упаковки (рис. 4.2, е) – является результатом незавершённого двойникования, образуется при тех же условиях, что и 12, но с развитием степени пластической деформации и увеличении числа действующих систем скольжения.

14. Двойниковая (рис. 4.2, ж) – является родственной полосовой разориентированной ДСС, однако механизмы возникновения этих СС различны, угол разориентировки в полосовой СС не регламентирован, а в двойниковой имеет определённое значение. Оборванные границы наблюдаются только в полосовой ДСС. Сход-

ство субструктур: и в полосовой, и в двойниковой присутствует изгиб, параллельный границам, наблюдаются одномерная и двумерная системы двойников или субграниц.

15. С деформационным мартенситом (рис. 4.2, з) — образуется в условиях механической неустойчивости кристаллической решетки.

В процессе пластической деформации развитие ДСС подчиняется определенным закономерностям. Смена ДСС происходит последовательно. В работах Н.А. Коневой, Э.В. Козлова и других приведены экспериментальные результаты по определению объёмной доли, занимаемой определенным типом ДСС в сплаве Ni_3Fe на всех стадиях пластической деформации. Показано, что на каждой стадии ПД в материале присутствуют два типа субструктур. В пределах одной стадии объёмная доля одной уменьшается, а другой — увеличивается. Окончание стадии совпадает с исчезновением одного типа ДСС, заполнением всего объёма другим типом ДСС и зарождением очередного нового типа субструктуры.

Экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что стадии пластической деформации обязаны своим появлением закономерностям эволюции дислокационных субструктур. Следовательно, основным структурным уровнем, ответственным за阶段性 деформации, является уровень дислокационного ансамбля. Появление, развитие и закономерная смена субструктур управляют появлением, развитием и сменой стадий пластической деформации.

Положение о смене стадий пластической деформации при смене субструктур подтверждается в работах В.И. Трефилова. Рис. 4.3 иллюстрирует убывание и возрастание различных типов ДСС в зависимости от скалярной плотности дислокаций. Представленные зависимости были построены для сплавов с различными размерами зёрен. Однако экспериментальные данные попадают на одну кривую (сплав Ni_3Fe). Это свидетельствует о том, что средняя скалярная плотность дислокаций является важным параметром, контролирующим эволюцию дислокационной субструктуры и阶段性ность пластического течения. В каждом состоянии порядка независимо от размера зерна новый тип субструктуры и, соответственно, новая стадия пластической деформации возникают при достижении некоторой критической плотности дислокаций.

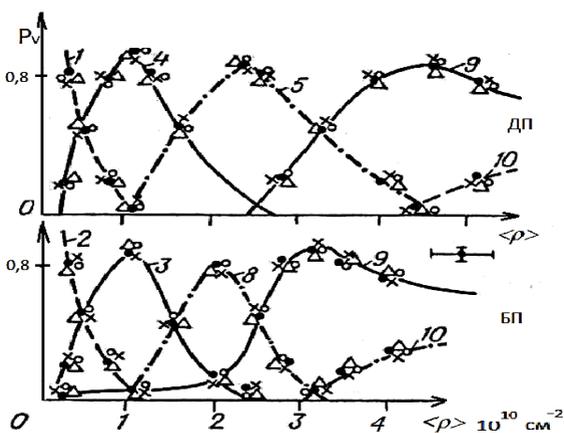


Рис. 4.3. Зависимость объёмной доли P_v субструктур от плотности дислокации $\langle \rho \rangle$

Из двух типов субструктур, наблюдающихся на каждой стадии, скольжение протекает в основном в пределах той из них, объёмная доля которой убывает. Происходящее в ней активное скольжение и последующие релаксационные процессы приводят к образованию нового типа субструктуры и к постепенному заполнению им всего объёма материала. Новая субструктура оказывает большее сопротивление сдвигу, поэтому процессы пластической деформации сосредоточены в основном в убывающей по объёму субструктуре. Соответственно, и сопротивление деформированию на каждой стадии определяется в основном свойствами исчезающей субструктуры.

Вследствие этого картина скольжения, наблюдаемая на конкретной стадии, происходит в субструктуре, доминирующей в начале этой стадии. На рис. 4.4, 4.5 параметры упрочнения на различных стадиях для монокристаллов [001] сплава Ni_3Fe схематически сопоставлены с типами и объёмными долями субструктуры и типом картины скольжения. Рассмотрим их подробнее.

Упорядоченный сплав

Для переходной стадии, характеризуемой хаотичным распределением дислокаций, превращаемым в клубковую субструктуру, свойственно тонкое однородное нелокализованное скольжение,

почти без пересечений, когда в каждом фрагменте скольжения работает одна система.

На стадии II при превращении клубковой структуры в ячеистую, неразориентированную, скольжение несколько более грубое (возрастает число дислокаций, прошедших по плоскости скольжения, т. е. мощность сдвига), однако по-прежнему нелокализованное, однородное. В каждом фрагменте скольжения работают две пересекающиеся системы скольжения.

Для стадии III, когда происходит замена ячеистой субструктуры на полосовую, характерны заметное огрубление следов, локализация скольжения, поперечное скольжение, большее число пересекающихся систем во фрагментах скольжения, развитие полос сброса.

На стадии IV в процессе перестройки полосовой субструктуры в субструктуру с непрерывными и дискретными разориентировками скольжение ещё более грубое и локализованное, характерно ветвление линий скольжения. Они искривлены, поверхность материала приобретает складчато-бугристый характер.

Разупорядоченный сплав

Для переходной стадии при формировании скоплений из хаоса характерна картина из пачек грубых следов с практически полным отсутствием пересечений. Сдвиг достаточно локализован как на уровне зоны сдвига, так и на уровне пачки следов. На стадии II во время образования из скоплений сетчатой субструктуры без разориентировок характерны несколько более размытые пачки пересекающихся следов скольжения.

Во фрагменте скольжения действуют как минимум две системы скольжения. В течение стадии III, когда сетчатая субструктура сменяется ячеисто-сетчатой с разориентировками, а последняя, в свою очередь, полосовой, характерно дальнейшее огрубление (локализация) скольжения. Поперечное скольжение, наблюдавшееся локально с самого начала деформации, становится более распространенным явлением. Развиваются полосы сброса. Для стадии IV при превращении полосовой субструктуры в субструктуру с многомерными разориентировками типичными деталями картины являются ещё более грубые следы с заметной кривизной, а также поверхностные бугры

и складки. Таким образом, подтверждается однозначная корреляция картины скольжения с процессами превращения в субструктуре.

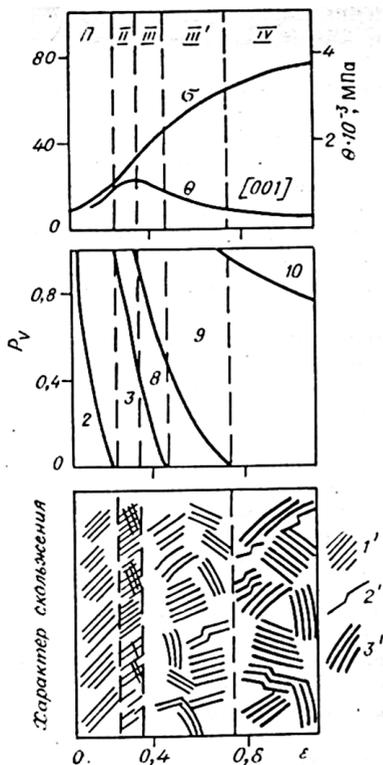


Рис. 4.4. Сопоставление схемы изменения картины скольжения в монокристаллах с ориентацией [001] сплава Ni_3Fe (БП) с диаграммой дислокационных субструктур и стадиями кривой деформации

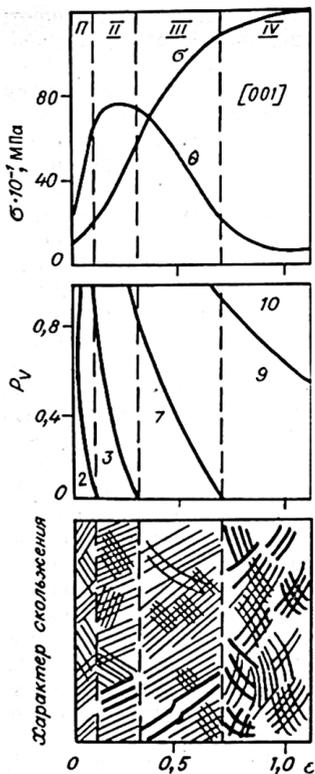


Рис. 4.5. Сопоставление схемы изменения картины скольжения в монокристаллах с ориентацией [001] сплава Ni_3Fe (ДП) с диаграммой дислокационных субструктур и стадиями кривой деформации

4.2. Две основные цепочки превращений для низко- и высокоэнергетических ДСС

Для дислокационных и дислокационно-дисклинационных субструктур с возрастанием скалярной плотности дислокаций основные последовательности превращений представлены в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Основные цепочки превращений для низко- и высокоэнергетических ДСС

Плотность дислокаций (см^{-2})	Low (малолегированные сплавы с высокой ЭДУ, высоколегированные упорядоченные сплавы)	High (высоколегированные сплавы с близким порядком и низкой ЭДУ)	Стадии пластической деформации
10^9	Хаотическое распределение дислокаций		
$2 \cdot 10^9$	Клубковая	Скопления	Переходная
$5 \cdot 10^9$	Неразориентированная ячеистая	Сетчатая	I
10^{10}		Ячеисто-сетчатая неразориентированная	Начало II
10^{10}	Разориентированная ячеистая	Ячеисто-сетчатая разориентированная	II
$20 \cdot 10^{10}$	Фрагментированная	Полосовая	III–IV
$40 \cdot 10^{10}$	Субзеренная	С непрерывными дискретными разориентировками	V

Имеют место две основные цепочки превращений:

1-я характерна для низкоэнергетических ДСС (именуемых в мировой литературе как «low energy dislocation structure» – LEDS). Данная последовательность реализуется при деформации малолегированных сплавов с большой ЭДУ и высоколегированных упорядоченных сплавов;

2-я последовательность ДСС связана с высокоэнергетическими ДСС («high energy dislocation structure» – HEDS). Реализуется при деформации концентрированных сплавов с близким порядком и низкой ЭДУ. Промежуточные по энергии субструктуры («middle energy dislocation structure» – MEDS) могут образовываться, но самостоятельной последовательности, как правило, не образуют.

Практическое задание

Получите у преподавателя фотографию ДСС и проведите анализ согласно следующим пунктам:

- а) определите тип ДСС;
- б) укажите отличительные признаки данного типа ДСС;
- в) определите условия её формирования;
- г) укажите область существования ДСС на диаграмме «напряжение – деформация» и величину скалярной плотности дислокаций, соответствующую данному типу ДСС;
- д) определите наиболее вероятные предшествующую и последующую ДСС.

Контрольные вопросы

1. Что такое дислокационный ансамбль?
2. Какому структурному уровню соответствуют дислокационная стенка, двойник, зерно?
3. Перечислите ДСС, относящиеся к разориентированным структурам.
4. Перечислите факторы, определяющие формирование ДСС.
5. Что такое скалярная плотность дислокаций?
6. Какая взаимосвязь наблюдается между стадийностью пластической деформации и эволюцией ДСС?
7. Определите условия формирования ячеистой и полосовой ДСС.
8. В каких сплавах реализуется цепочка превращений низкоэнергетических ДСС?
9. В какой из субструктур происходит активное скольжение в процессе пластической деформации – в убывающей или нарастающей по объёму?
10. Какая максимальная плотность дислокаций может быть достигнута в результате пластической деформации?
11. Перечислите ДСС в порядке их смены с развитием пластической деформации, характерной для высоколегированных сплавов.

5. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

5.1. Макро- и микроскопические модели деформации поликристаллов. Зернограничное упрочнение

Большинство металлов и сплавов являются поликристаллами, т. е. представляют собой совокупность монокристалльных зёрен. Распределение ориентировок их кристаллографических осей, как правило, равномерное и хаотичное. Свойства усредняются по направлениям и поликристалл является квазиизотропным материалом. Исключение составляют текстурированные поликристаллы с преимущественно кристаллографической ориентацией зёрен в результате их предшествующей обработки.

В процессе пластической деформации дислокации не могут непрерывно перемещаться от одного зерна к другому, так как ориентационный фактор изменяется от зерна к зерну. Поэтому на кривые деформации оказывает влияние тип упаковки атомов в кристалле. Так, в ГПУ-кристаллах с одной базисной плоскостью скольжения передача деформации от зерна к зерну затруднена; в ГЦК- и ОЦК-кубических системах с множественными плоскостями скольжения передача деформации от зерна к зерну протекает легче.

Как при упругих, так и при пластических деформациях поликристалл остаётся сплошным, поле смещения $u(r)$ не имеет разрывов. Однако из-за анизотропии модулей упругости некоторые компоненты деформации и напряжений имеют зернограничные разрывы. Например, если в двух смежных зёрнах в каком-либо направлении модули упругости различны, то одинаковое напряжение обеспечит различное удлинение, и наоборот, одинаковая деформация приведёт к различным напряжениям. Деформация поликристаллов происходит неравномерно, выбор первичной системы скольжения сильно зависит от неподатливости соседних зёрен. В разных углах одного зерна проявляются линии скольжения различных систем, а на границе существуют скачки напряжений. Таким образом, пластическая деформация поликристалла является более сложной по сравнению с ПД монокристалла по двум причинам:

- 1) барьерный эффект – непроницаемость границ для дислокаций;
- 2) усложнение деформаций в результате различия в кристаллографической ориентации зёрен.

В условиях сложнонапряжённого состояния процесс деформации поликристаллов оценивается двумя критериями:

- критерием Мора: линейное и объёмное напряженные состояния считаются эквивалентными, если в каждом из них равны между собой наибольшие касательные напряжения:

$$2\tau_{\max} = \sigma_1 - \sigma_3;$$

- критерием Мизеса: состояния считаются эквивалентными, если энергии формоизменения элементарного объёма равны между собой:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}.$$

Мизес показал, что согласно указанным критериям для непрерывного и сплошного деформирования поликристаллов необходимо действие не менее пяти систем скольжения в каждом зёрне.

Учитывая критерий Мизеса, Тейлор определил усреднённое значение ориентационного фактора для поликристаллов ($M = 3,1$) и показал, что интенсивность деформационного упрочнения поликристалла примерно в 9 раз больше, чем монокристалла.

Макроскопическая модель деформации поликристалла рассматривает деформирование как процесс распада поликристалла на отдельные зёрна (рис. 5.1, а, б) и их последующего слияния (рис. 5.1, в). В результате образование пустот и перекрытий связано с генерацией статистически неравномерно накопленных дислокаций в отдельных зёрнах. Каждый тип таких несплошностей может разворачиваться и «залечиваться» за счёт взаимодействия зернограницных дислокаций (рис. 5.1, в).

Микроскопическая модель деформации поликристалла описывает процесс деформации через взаимодействие дислокаций с границей.

Между дислокацией и границей существует упругое дальноедействие: на дислокацию действует сила изображения и дислокация притягивается к свободной поверхности или к зерну с меньшим модулем упругости.

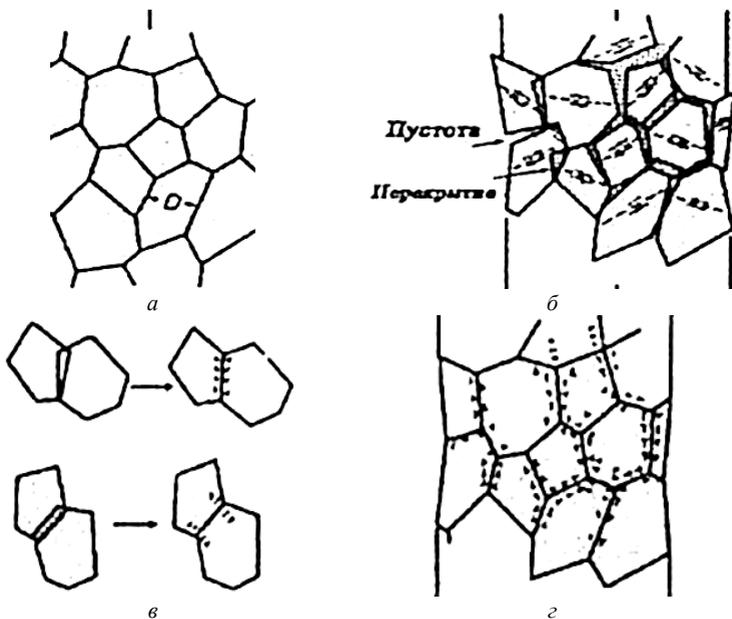


Рис. 5.1. Макроскопическая модель деформации поликристалла

Повышение или понижение модуля упругости в соседнем зерне в результате их различной ориентации равновероятны, поэтому как минимум половина дислокаций притягивается границей.

В общем случае произвольного разворота зёрен граница непроницаема для решёточных дислокаций и притянутые ею дислокации остаются около неё или в границе. Эшби показал, что у границ происходит накопление геометрически необходимых дислокаций одного знака и их плотность не зависит от пробега:

$$\rho_r = g/bd,$$

где ρ_r — плотность геометрически необходимых дислокаций; g — деформация сдвига; d — размер зерна.

Серии петель, задержанных границей, создают напряжения, под действием которых включаются источники дислокаций в соседнем зерне.

Таким образом, пластическая деформация транслируется от зерна к зерну. Барьерный эффект ограничивает пробег дислокаций поперечником зерна d . При этом ни один источник с базой большей,

чем $d/3$, не может работать из-за незамкнутости петли, что также затрудняет деформацию.

Упрочнение от барьерного эффекта границ математически выражается законом Холла – Петча:

$$\tau(g) = \tau_0(g) + \frac{k_g}{\sqrt{d}},$$

где $\tau_0(g)$ – напряжение сдвига, обусловленное всеми видами упрочнения, действующими в отдельно взятом зерне; $\frac{k_g}{\sqrt{d}}$ – величина перенапряжений на границе, необходимая для передачи сдвига от одного зерна к другому.

При малом объёмном накоплении дислокаций (допускаем, что $\rho < \rho_p$) упрочнение рассчитывается как

$$\Delta\tau = \alpha G b \sqrt{\rho_2} = \alpha G \sqrt{\frac{gb}{d}},$$

тогда коэффициент Петча

$$k_g = \alpha G \sqrt{gb}.$$

Такая же математическая зависимость сохраняется и для нормальных напряжений, причем до больших деформаций $\varepsilon \approx 0,2$, даже когда допущение, что $\rho < \rho_p$, явно не выполнено:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \frac{k}{\sqrt{d}}.$$

Коэффициент Петча k_g , измеренный на пределе текучести, оказался в несколько раз выше ожидаемого $\sim \alpha G \sqrt{gb}$.

По-видимому, важна не только плотность геометрически необходимых дислокаций одного знака, но и степень их сосредоточенности в сериях. Коэффициент Петча k может меняться с деформацией, но единая зависимость отсутствует, поскольку в разных сплавах доминируют различные причины. На величину k значительное влияние оказывает ЭДУ: чем она выше, тем ниже коэффициент Петча. При высокой ЭДУ не образуются большие серии дислокаций у границ зерен, так как они рассыпаются поперечным скольжением.

Закон Холла – Петча выполняется при размерах зёрен порядка 10÷100 мкм, т. е. при их обычных технологических размерах. В некоторых случаях закон выполняется в размерных масштабах субзёрен или ячеек.

5.2. Взаимодействие дислокаций с границами зёрен и зернограничные механизмы деформации

При взаимодействии дислокации с границей зерна она может либо остановиться на каком-то расстоянии от границы, либо войти в неё. Поглощение дислокации границей возможно, если это обеспечивает выигрыш в энергии, что зависит от взаимной ориентации дислокации (\vec{b} , \vec{L}) и плоскости границы.

При поглощении дислокации граница может:

- рассыпаться в стопку зернограничных дислокаций (ЗГД) с меньшими векторами Бюргерса;
- выйти во 2-е зерно, изменив вектор Бюргерса с \vec{b}_1 на \vec{b}_2 и оставив на границе разностную ЗГД: $\vec{b}_r = \vec{b}_1 - \vec{b}_2$.

Такие прозрачные границы большая редкость, так как продавливание дислокации через границу возможно при соблюдении сразу нескольких условий:

- а) требуются очень высокие напряжения;
- б) дислокация должна быть винтовой, а разворот границы должен обеспечивать минимальный вектор Бюргерса зернограничной дислокации;
- в) следы от плоскостей скольжения в соседних зёрнах должны иметь минимальный угол разворота.

Ещё один возможный, но редкий случай – испускание дислокаций границей. Для этого необходимы очень высокие напряжения (порядка $1/8 G$ для аустенитной стали), либо чтобы ось зернограничной дислокации лежала в плоскости скольжения зерна и произошло взаимодействие двух зернограничных дислокаций типа:

$$\vec{b}_1 + \vec{b}_3 = \vec{b} + \vec{b}_2,$$

где \vec{b}_1 и \vec{b}_3 – зернограничные дислокации; \vec{b} – испускаемая дислокация; \vec{b}_2 – остающаяся зернограничная дислокация.

Однако такие условия редки. Зернограничная дислокация может испустить дислокацию только один раз, поэтому граница сама по себе не является источником размножения в решётке. Взаимодействие дислокаций с границами является частью взаимосвязанных процессов, включающих механизмы движения границ, представленные схематично на рис. 5.2.

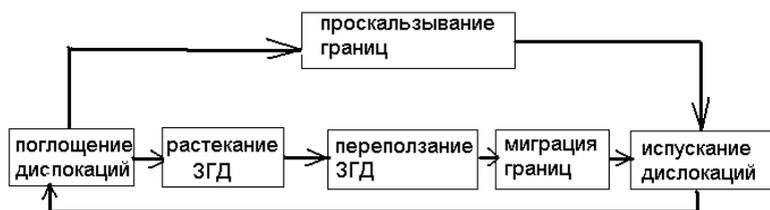


Рис. 5.2. Взаимодействие дислокаций с границами зерен и механизмы движения границ

Растекание ЗГД – превращение в стопку ЗГД с очень малыми практически невидимыми векторами Бюргерса. Для растекания необходим диффузионный поток вещества, поэтому растекание происходит по достижении определённой температуры (чистые металлы – $0,2T_{пл}$, сплавы – $0,4T_{пл}$).

Переползание ЗГД заключается в перемещении компоненты ЗГД, направленной по нормали к плоскости границы за счёт притока вакансий. Такое неконсервативное движение означает перемещение одного зерна относительно другого. При этом зёрна сближаются или отдаляются. Так как коэффициент диффузии по границам зерен всегда больше, чем в объёме, то чем мельче зерно, тем более важен зернограницный перенос.

Миграция границ – движение границы по нормали к поверхности границы без потоков вещества, т. е. перегруппировка атомов в некотором объёме кристалла около границы.

Проскальзывание – смещение одного зерна относительно другого вдоль плоскости границы, осуществляемое скольжением компоненты ЗГД, лежащей в плоскости границы, под действием касательных напряжений.

Для регулярных границ с существованием периодичности в совпадении узлов кристаллических решёток соседних зёрен кручения и наклона касательные напряжения проскальзывания выше, чем для скольжения дислокаций в объёме. Нерегулярные границы проскальзывают за счёт перемещения пустот или свободных объёмов вдоль границы. Механизм подобен зернограницной диффузии.

Движение всех границ происходит совместно. В процессе пластической деформации проявление тех или иных зернограницных

механизмов будет зависеть от строения границы. Например, в нерегулярных границах проскальзывание может происходить в 1000 раз быстрее, чем в регулярных, но миграция много медленнее. У одного и того же зерна быстро мигрируют одни границы и проскальзывают другие. Пластический сдвиг поворачивает границу на некий угол, при этом поворот к регулярному положению, сопровождающийся уменьшением свободной энергии границы, происходит легче, чем удаление от него.

5.3. Текстуры деформации

Определённую ориентировку кристаллографических плоскостей и направлений, приобретаемую зёрнами под действием внешних усилий, называют текстурой. Она зависит от способа деформирования, кристаллической структуры металла, наличия примесей и условий деформирования. По способу деформирования выделяют волокнистые текстуры и текстуры прокатки.

Волокнистые текстуры характерны для процессов деформирования, таких как волочение, прессование или радиальнаяковка. При данных видах деформации параллельно оси деформации ориентируются определённые кристаллографические направления зёрен. Например, при волочении проволоки в металлах с ОЦК-решёткой кристаллографические направления $\langle 110 \rangle$, в ГЦК-металлах – $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. Ориентация зависит во многом от энергии дефекта упаковки металла или сплава.

При прокатке получается более сложная текстура: параллельно плоскости прокатки располагаются и определённая кристаллографическая плоскость, и направление решётки.

Например, металлы с ГЦК-решёткой имеют простую текстуру – плоскость $\{110\}$, параллельную плоскости прокатки, и направление $\langle 112 \rangle$, совпадающее с направлением прокатки; в ОЦК-металлах преобладает текстура прокатки типа $\{001\} \langle 110 \rangle$, в ГПУ-металлах – $\{0001\} \langle 1120 \rangle$.

Текстура, вызванная деформацией, обуславливает анизотропию механических и физических свойств поликристаллов. Это позволяет при нормированном выборе текстурованности материала и направ-

ления прокатки получать лист с более высокими прочностными характеристиками.

Практические задания

1. Постройте график зависимости $\sigma_T = f\left(\frac{1}{\sqrt{d}}\right)$, используя экспериментальные данные для сплава Fe – 0,05 % С (табл. 5.1).
2. Путём линейной аппроксимации определите σ_0 .
3. Рассчитайте коэффициент Петча.
4. Постройте графики зависимостей $\sigma_T = f\left(\frac{1}{\sqrt{d}}\right)$, используя экспериментальные данные для сплавов Cu-Zn (табл. 5.2) с различным содержанием легирующего элемента.
5. Определите характер влияния ЭДУ на величину коэффициента Петча и объясните причины такого влияния.

Таблица 5.1

Зависимость предела текучести от размера зерна
для сплава Fe – 0,05 % С

σ_T (ГН/м ²)	0,08	0,11	0,135	0,17	0,21
d (мм)	0,25	0,0566	0,0278	0,0156	0,01

Таблица 5.2

Зависимость предела текучести от размера зерна и концентрации
легирующего элемента для сплавов Cu-Zn

Концентрация примеси, Zn %	ЭДУ МДж/м ²	Размер зерна d , мкм	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа
0,042	54	200	20
		80	26
		40	34
25	12	200	50
		80	62
		40	76

Контрольные вопросы

1. Назовите основные причины усложнения деформаций в поликристалле по сравнению с монокристаллами.
2. Сколько систем скольжения должно работать в каждом зерне для обеспечения сплошного деформирования поликристаллов согласно критерию Мизеса?
3. Какие силы действуют на дислокацию со стороны границы или свободной поверхности? Какова их природа?
4. Каким образом пластическая деформация транслируется от зерна к зерну?
5. Определите физический смысл слагаемого $\frac{k_g}{\sqrt{d}}$ в законе Холла – Петча.
6. Почему граница не является источником размножения дислокаций в объёме?
7. Перечислите основные механизмы движения границ.
8. Чем отличается переползание ЗГД от миграции границ?
9. Чем отличается переползание ЗГД от проскальзывания границ?
10. Дайте определение текстуры.
11. При каких способах деформирования формируются волокнистые текстуры?
12. Назовите причину образования текстуры в процессе пластической деформации.
13. Какие границы называют регулярными?
14. Что такое анизотропия?

6. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ

6.1. Основные факторы упрочнения и их классификация

Величина напряжения течения в материале формируется в результате комплексного воздействия многих факторов, условно подразделяемых на три группы:

$$\Sigma t_0 = \Sigma t_{1i} + \Sigma t_{2i} + \Sigma t_{3i}.$$

Первая группа факторов – механизмы упрочнения термоактивационной природы (рис. 6.1):

$$\Sigma t_{1i} = t_{\text{П-Н}} + t_{\text{Л}} + t_{\text{ПА}} + t_{\text{В}},$$

где $t_{\text{П-Н}}$ – силы трения кристаллической решётки или силы Пайерлса – Набарро; $t_{\text{Л}}$ – сопротивление дислокаций при их пересечении; $t_{\text{ПА}}$ – сопротивление закрепляющих атмосфер Коттрелла; $t_{\text{В}}$ – упрочнение от взаимодействия дислокаций с вакансиями.

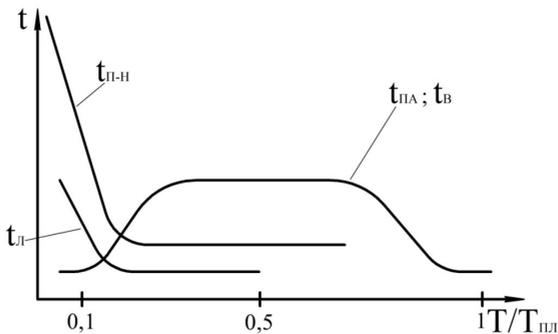


Рис. 6.1. Влияние температуры на факторы упрочнения термоактивационной природы

Вторая группа факторов – упрочнение упругими полями действующих напряжений (рис. 6.2):

$$\Sigma t_{2i} = t_{\text{ЛТ}} + t_{\text{ЛЭ}} + t_{\text{БП}} + t_{\text{КВ}},$$

где $t_{\text{ЛТ}}$ – сопротивление в плоскости скольжения со стороны леса дислокаций (сопротивление Тейлора); $t_{\text{ЛЭ}}$ – сопротивление полей упругих искажений вокруг атомов легирующих элементов; $t_{\text{БП}}$ – упрочнение ближним порядком; $t_{\text{КВ}}$ – сопротивление полей упругих искажений вокруг когерентных выделений частиц вторичных фаз.

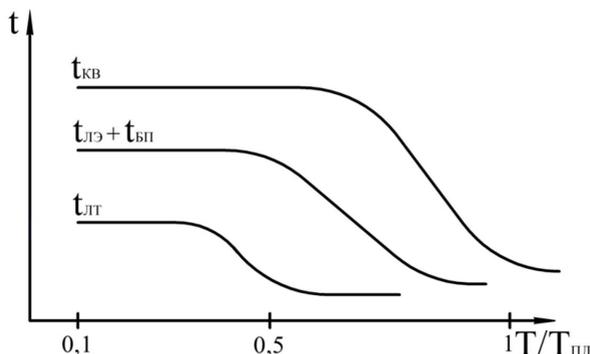


Рис. 6.2. Влияние температуры на упрочнение от упругих полей дальнодействующих напряжений

Третья группа упрочняющих факторов – сопротивление, обусловленное структурными факторами типа границ, субграниц, некогерентных выделений частиц вторичных фаз:

$$\Sigma t_{zi} = t_{сг} + t_{гз} + t_{нв},$$

где $t_{сг}$ – сопротивление субграниц; $t_{гз}$ – сопротивление границ зерен; $t_{нв}$ – сопротивление некогерентных выделений.

Температурная зависимость третьей группы факторов упрочнения подобна зависимости второй группы факторов.

6.2. Деформационное упрочнение

I. Упрочнение близкодействующими полями напряжений

1. Гилман и Кульман-Вильсдорф считали, что близкодействующие поля напряжений вносят бóльший вклад в упрочнение материалов, чем дальнодействующие поля. Обосновывая свою теорию, они опирались на следующие факты:

а) на начальной стадии пластической деформации большое значение приобретает взаимодействие движущихся дислокаций с дефектами, оставленными предшествующей дислокацией. Для их продолжения необходимы более высокие напряжения. Например, после прохождения винтовой дислокации за ней остаются дефекты – дислокационные диполи: пара близкорасположенных дислокаций разного знака;

б) с увеличением плотности дислокаций уменьшаются расстояния между скоплениями дислокаций, являющимися точками закрепления дислокаций (образование скоплений объясняется с точки зрения дальнедействующих полей напряжений). Значит, уменьшается длина свободных участков, способных выгибаться и образовывать новые петли. Как известно, критическое напряжение, при котором дислокационная петля захлопывается и начинает распространяться в кристалле, обеспечивая сдвиг, зависит от расстояния между точками закрепления — λ :

$$\tau_{KP} = Gb/\lambda.$$

Чем меньше λ , тем выше напряжение течения;

в) Гилман и Вильсдорф считали, что основной причиной образования скоплений дислокаций является их ветвление, т. е. их способность искривляться и переплетаться друг с другом при взаимодействии с дефектами кристаллической решётки.

2. Теория Хирша и Мотта. Хирш и Мотт считали, что основная причина упрочнения — образование ступенек на дислокациях, снижающих их подвижность.

При пересечении дислокаций на них образуются ступеньки. Если ступенька соединяет две части одной дислокации, лежащие в разных плоскостях скольжения, она называется порогом. Если после пересечения дислокация остаётся в одной плоскости скольжения, то такую ступеньку называют перегибом. Различные варианты пересечения дислокаций изображены на рис. 6.3–6.5.

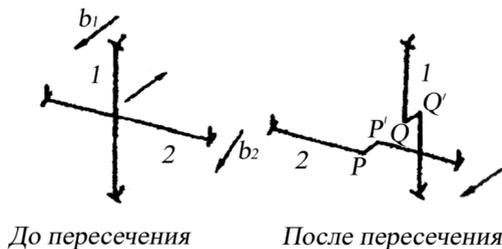


Рис. 6.3. Пересечение двух краевых дислокаций.
Размер ступеньки: $PP' = b_1$, $OO' = b_2$

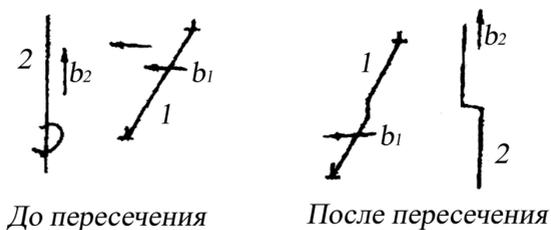


Рис. 6.4. Пересечение краевой и винтовой дислокаций

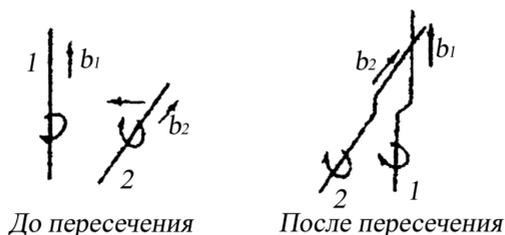


Рис. 6.5. Пересечение двух винтовых дислокаций

При пересечении краевых дислокаций с параллельными векторами Бюргерса (рис. 6.3) на них образуются ступеньки с винтовой ориентацией, т. е. перегибы, которые могут скользить вдоль дислокации и аннигилировать. При пересечении краевой и винтовой дислокаций с перпендикулярными векторами Бюргерса образуется порог с краевой ориентацией на краевой дислокации и перегиб с краевой ориентацией на винтовой дислокации (рис 6.4). Пересечение винтовых дислокаций изображено на рис. 6.5. В этом случае образуются пороги с краевой ориентацией на обеих винтовых дислокациях.

С точки зрения развития пластической деформации последнее взаимодействие является наиболее важным, так как пороги с краевой ориентацией малоподвижны. Движение порога возможно вместе с дислокацией только неконсервативным путем (переползанием) с образованием вакансий или межузельных атомов. Такое движение требует дополнительной энергии, кроме того, скорость перемещения порога существенно ниже скорости основной части дислокации. Поэтому перемещение винтовых дислокаций с порогами краевой ориентации возможно только при более высоких напряжениях.

3. Барьеры для движения дислокаций являются «сидячие», т. е. неподвижные дислокации. Такими дислокациями выступают ча-

стичные дислокации, у которых вектор Бюргера направлен перпендикулярно плоскости скольжения (рис. 6.6). Например, такие дислокации присутствуют в ГЦК при образовании дефектов упаковки. Они могут перемещаться только переползанием.

«Сидячая» дислокация образуется при взаимодействии расщеплённых дислокаций, скользящих по пересекающимся плоскостям типа $\{111\}$. После взаимодействия образуется сидячая дислокация АВ, у которой вектор Бюргера не лежит ни в одной из плоскостей скольжения. АВ отделена от частичных дислокаций DC и FE двумя участками дефекта упаковки. Такой комплекс из трех частичных дислокаций и двух дефектов упаковки называется барьером Ломера – Коттрелла.

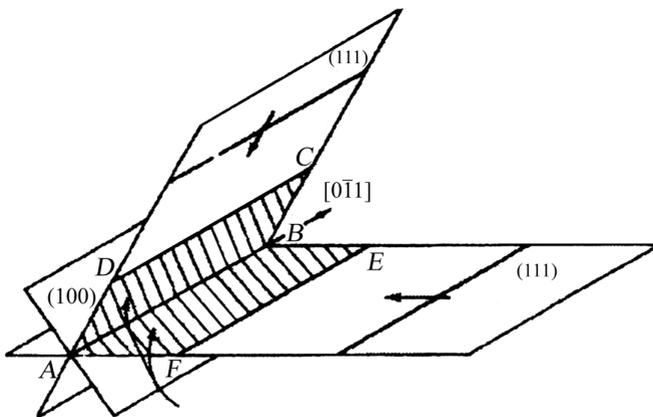


Рис. 6.6. Барьер Ломера – Коттрелла

II. Упрочнение дальнедействующими полями напряжений

Теорию упрочнения дальнедействующими полями напряжений обосновал Тейлор, а в дальнейшем развили Зегер и Хирш.

Согласно данной теории, поле напряжений от дислокаций изменяется по закону:

$$\tau = \frac{\alpha G b}{2 \pi r}, \quad (19)$$

где α – коэффициент, зависящий от вида дислокаций ($\alpha = 1$ – для винтовой дислокации; $\alpha = 3/2$ – для краевой дислокации).

Это поле напряжений будет действовать на движущуюся дислокацию. Расстояние между дислокациями в среднем пропорционально их плотности $r \cong \rho^{-1/2}$, тогда внутренние напряжения:

$$\tau \cong \frac{1}{2\pi} \alpha \cdot G \cdot b \sqrt{\rho} . \quad (20)$$

Чтобы переместить дислокацию, необходимо приложить внешние напряжения, превышающие по величине поля внутренних напряжений. При движении дислокаций более чем по одной системе плоскостей скольжения им приходится пересекать дислокации, находящиеся в других системах скольжения, т. е. лес дислокаций.

При взаимодействии дислокации с лесом дислокаций большое влияние на напряжения сдвига оказывает дислокационная структура, т. е. степень неоднородности в распределении леса дислокаций, поэтому вводится параметр η , учитывающий неоднородность распределения.

$$\tau_{\text{л}} = \alpha \cdot G \cdot b \sqrt{\rho} \cdot \eta . \quad (21)$$

III. В настоящее время развита общая теория деформационного или структурного упрочнения

В общем случае эта теория согласуется с (21), но сопротивление деформированию $\tau_{\text{СС}}$ со стороны дислокационного ансамбля для нерасориентированных субструктур рассматривается как сумма вкладов:

$$\tau_{\text{СС}} = \tau_{\text{к}} + \tau_{\text{у}} + \tau_{\text{б}} + \tau_{\text{ф}} ,$$

где $\tau_{\text{к}}$ — контактное напряжение, имеющее термоактивационную природу (пересечение дислокаций, волочение порогов, преодоление барьеров Ломера — Коттрелла); $\tau_{\text{у}}$ — упругий вклад, обусловлен упругим взаимодействием дислокаций через поля упругих напряжений. $\tau_{\text{у}}$ зависит от T °С и пропорционально температурной зависимости модуля упругости.

$$\tau_{\text{у}} = \frac{Gbn}{\pi(1-\nu)L} ,$$

где n — число дислокаций в зоне сдвига размером L .

$\tau_{\text{б}}$ — барьерное торможение дислокаций в субструктуре.

Под барьерами понимают труднопреодолимые для дислокаций стенки ячеек ДСС.

$$\tau_{\sigma} = K_{\text{в}} D^{-1},$$

где D – диаметр ячеек; $K_{\text{в}}$ – константа, определяемая экспериментально.

τ_{ϕ} – флуктуационная поправка, учитывающая неоднородность ДСС.

Этот вклад имеет отрицательный знак, так как скольжение развивается в наименее упрочнённых областях. В данном случае τ_{ϕ} учитывает как контактное, так и упругое взаимодействие:

$$\tau_{\phi} = -\frac{\alpha}{8} G b \rho^{\frac{-3}{2}} M_2(\rho),$$

где $M_2(\rho)$ – 2-й момент функции распределения скалярной плотности дислокаций.

6.3. Упрочнение легированием

Примеси в чистом металле вносят дополнительные искажения в кристаллическую решётку, взаимодействуют с дефектами кристаллической решетки и между собой, поэтому они изменяют механические характеристики, стадийность пластического течения, механизмы пластической деформации и эволюцию дислокационной структуры.

Основные эффекты, способствующие этим изменениям:

- 1) эффект блокировки;
- 2) твёрдорастворное упрочнение;
- 3) снижение ЭДУ;
- 4) эффект ближнего упорядочения.

Рассмотрим более подробно некоторые из них.

6.3.1. Упрочнение атмосферами или эффект блокировки

Рассмотрим модель взаимодействия примесей с дислокациями в случае подвижных примесей и неподвижных дислокаций. Результатом такого взаимодействия является образование атмосферы.

Атмосферой называется повышенная концентрация примесей вблизи дислокаций. Сегрегации примесей на дислокациях и дефектах упаковки образуются в результате наличия выигрыша

в свободной энергии. В таком положении дислокации требуются дополнительные усилия для перемещения, и если такое усилие недостижимо, она блокируется, т. е. становится неподвижной.

Влияние атмосфер наблюдается до деформации 10^{-2} . При отрыве дислокации на диаграмме растяжения наблюдается зуб текучести и сопутствующие ему явления: макрополосы деформации, площадка текучести, полосы Чернова – Людерса.

Концентрация примесных атомов в атмосфере уменьшается с увеличением температуры.

Билби и Коттрелл установили температуру, ниже которой происходит образование атмосфер:

$$C(r) = C_0 \exp(U(r)/kT),$$

где $U(r)$ – энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом»; C_0 – однородная концентрация примеси в твёрдом растворе; $C(r)$ – концентрация примеси в атмосфере.

В ГЦК-твёрдых растворах возможно образование атмосфер Сузуки и Коттрелла, отличающихся типом доминирующего взаимодействия, приводящего к образованию атмосфер.

А. Атмосферы Коттрелла

Примесные атомы замещения отличаются по размеру от атомов матрицы, поэтому они стремятся занять более выгодные энергетические позиции возле дислокаций. Атомы примеси изменяют межатомные расстояния в кристаллической решётке, возмущают электронную плотность, изменяют потенциалы парного взаимодействия, а следовательно, и силы связи.

В результате возникают два эффекта.

1. Изменение периода решётки или концентрационное расширение, характеризуемое параметром объёмного несоответствия:

$$\varepsilon_a = \frac{d\Omega/dc}{\Omega},$$

где Ω – атомный объем; C – атомная концентрация примеси.

2. Относительное изменение модуля сдвига, характеризуемое параметром упругого несоответствия:

$$\varepsilon_G = \frac{dG/dc}{G}.$$

Взаимодействие дислокации с примесями за счёт объёмного эффекта изменяется пропорционально r^{-1} , а за счёт упругого несоответствия пропорционально r^{-2} . Поэтому при $r \gg b$ поведением сегрегации управляет объёмный эффект.

В условиях конденсации эффекты объёмного и упругого взаимодействия равны. Напряжение отрыва дислокации от атмосферы определяется через энергию взаимодействия «дислокация – примесный атом»:

$$\tau_{\text{кр}} = \frac{U}{b^3} c,$$

где U – энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом»; c – концентрация примесей в атмосфере; b – вектор Бюргерса.

Энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом» для кубических решеток определяется по формуле

$$U = \frac{Gb\Omega(1+\nu)\varepsilon_a}{3\pi(1-\nu)r}.$$

Таким образом, энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом» убывает с расстоянием от дислокации $\sim 1/r$, а величина критического напряжения отрыва ($\tau_{\text{кр(отрыва)}}$) зависит как от ε_a , так и от ε_G .

Б. Атмосфера Сузуки образуется в результате химического взаимодействия примеси с дефектами упаковки. Дефекты упаковки в ГЦК-решётке можно рассматривать как ГПУ-прослойки. Так как различные кристаллические решётки имеют отличающуюся растворимость примесных атомов, то это приводит к наличию градиента концентрации примесей на дефектах упаковки и возникает атмосфера Сузуки.

Дефект упаковки обогащён на величину:

$$\delta c = (c - c'),$$

где c' – концентрация примеси в сегрегации; c – концентрация примеси в растворе.

$$\delta c = - \left[\frac{\Omega c(1-c)}{2hkT} \right] \cdot \left(\frac{d\gamma}{dc} \right),$$

где $h = \frac{a}{\sqrt{3}}$ – расстояние между плоскостями (111); γ – энергия образования дефекта упаковки.

Напряжение отрыва от сегрегации Сузуки:

$$\tau_{\text{кр}} = \left(\frac{b\sqrt{3}}{4} \right) \cdot \left[\frac{c(1-c)}{kT} \right] \cdot \left(\frac{d\gamma}{dc} \right)^2.$$

Сегрегации Сузуки создают в концентрированных растворах стартовое сопротивление скольжению, слабо убывающее с температурой и способное достигать величины $\tau/G = 10^{-4} - 10^{-3}$.

6.3.2. Твёрдорастворное упрочнение

Рассмотрим модель взаимодействия, при котором точечные дефекты неподвижны, а дислокации подвижны. В этом случае результатом взаимодействия «дислокация – примесный атом» является концентрационное упрочнение, т. е. относительный рост предела текучести с увеличением концентрации примесных атомов: $\frac{d\tau}{dc}$.

Безразмерное концентрационное упрочнение K нормировано на модуль сдвига G :

$$K = \frac{\left(\frac{d\tau}{dc} \right)}{G}.$$

Концентрационное упрочнение возрастает с увеличением разницы атомных радиусов матрицы и примеси: $|r_a - r_b|$.

В общем случае концентрационное упрочнение будет зависеть:
1) от расстояния между примесными атомами и их размеров;
2) силы взаимодействия «дислокация – примесный атом».

Движение дислокации сквозь неподвижные точечные препятствия происходит путём преодоления поля ближнего взаимодействия точечных дефектов с дислокацией. Движение дислокаций рассматривают при различных допущениях, что приводит к различным зависимостям сопротивления скольжению от концентрации препятствий.

А. Теория Флейшера – Фриделя

Дислокация рассматривается в поле случайных препятствий как неограниченно гибкая нить, а $\tau_{\text{кр}}$ стационарного движения определяется через максимальные внутренние напряжения в плоскости скольжения. В этом случае дислокация при стационарном движении сохраняет на себе постоянное количество препятствий, освобо-

дившись в одной точке А, она преодолевает площадь, приходящуюся на одно препятствие до следующей остановки.

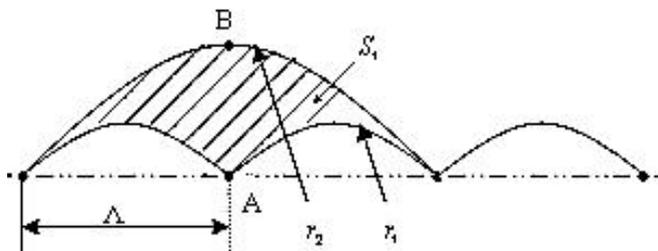


Рис. 6.7. Стационарное движение дислокаций в поле точечных препятствий (по Фриделю)

Исходя из этих условий, получена зависимость

$$\frac{\tau}{G} = \beta f^2 C^{\frac{1}{2}},$$

где τ – критическое напряжение сдвига; G – модуль сдвига; β – коэффициент, зависящий от силы препятствия, он нарастает от 0,58 до 0,89 при увеличении f от 0 до 1; f – сила препятствия (безразмерная).

Силу препятствия определяет не только энергия взаимодействия, но и длины хорд Λ , поэтому зависимость τ от f круче, чем линейная: $\tau \sim f^{\frac{3}{2}}$. Силу препятствия рассчитывают как

$$f = \frac{U}{Gb^2},$$

где U – энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом» (или работа отрыва).

Теория Флейшера – Фриделя применима при малых концентрациях препятствий $C \ll 1$ (в атомных долях), так как при больших концентрациях примесей и силе препятствий дислокация не выгибается, а лишь плавно искривляется в дугу.

Б. Теория Мотта – Лабуша предполагает дислокацию ограниченной гибкости, плавно обходящую сразу группу препятствий, имея среднюю длину волны λ и амплитуду W (рис. 6.8). При этом на дислокацию действует сила, распределённая по объёму в усреднённом поле напряжений. За один скачок дислокация преодолевает группу препятствий в поле дальнедействующих препятствий со случайным

распределением. Данная теория применима при больших концентрациях слабых препятствий. В этих условиях зависимость критического напряжения сдвига от концентрации примесей следующая:

$$\tau/G = f^{\frac{4}{3}} C^{\frac{2}{3}}.$$

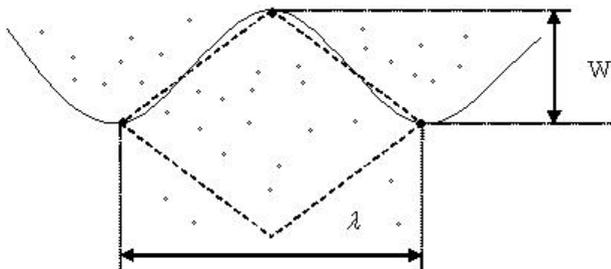


Рис. 6.8. Схема движения дислокаций в поле точечных препятствий (по Мотту)

Необходимо отметить, что вариант Флейшера – Фриделя «одиночного сопротивления» чувствительней к группировке атомов, чем вариант Мотта – Лабуша. Например, если атомы примеси соединятся в пары, то сила препятствий увеличивается вдвое $f' = 2f$, а концентрация – уменьшается вдвое $C = \frac{C}{2}$, следовательно, τ также вырастает вдвое согласно теории Флейшера – Фриделя.

Согласно теории Лабуша напряжение вырастет только на 26%.

В. Теория Сузуки

Сузуки рассматривает зигзагообразное движение дислокаций, принцип которого иллюстрирует рис. 6.9.

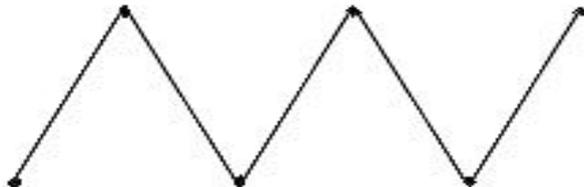


Рис. 6.9. Схема движения дислокаций (по Сузуки)

Следуя данной схеме, Сузуки показал, что существуют две критические концентрации $C_1 = \frac{4U}{27Gb^3}$ и $C_2 = \frac{U}{2Gb^3}$, разбивающие диапазон концентраций на три интервала. Зависимость напряжения течения от концентрации примесей: если $C < C_1$, то $\frac{\tau}{G} \sim C^{\frac{1}{2}}$.

Если $C_1 < C < C_2$, то $\frac{\tau}{G} \sim C$.

При $C > C_2$ зависимость $\frac{\tau}{G} \sim C^{\frac{2}{3}}$.

Справедливость теорий проверяется экспериментальным путём.

6.3.3. Дисперсионное упрочнение

Дисперсионное упрочнение осуществляется частицами вторичных фаз, образующихся в сплавах с концентрацией легирующих элементов больше предела растворимости. Величина дисперсионного упрочнения будет зависеть от следующих факторов частиц: размера, прочности, структуры, формы, расстояния между ними и их степени когерентности.

Включения вторичной фазы являются для движущихся дислокаций препятствиями, которые они способны преодолевать следующими способами: перерезанием частиц, обходом частиц по соседней плоскости скольжения (переползание, поперечное скольжение), проходом между частицами (модель Орована).

6.3.4. Перерезание частиц дислокациями. Теория Келли

Частицы перерезаются, если у матрицы и включения совпадают плоскости и направления скольжения. Перерезание по плоскости скольжения возможно, если решётки изоморфны, а их периоды совпадают $a_M = a_{\text{част}}$, т. е. частицы когерентные; если $a_M \approx a_{\text{част}}$, то такие частицы – квазикогерентные. При различных типах решеток матрицы и частицы возможно их частичное сопряжение, в этом случае лишь некоторые дислокации из матрицы могут перерезать частицу.

Например, если базисная плоскость ГПУ-частицы совпадает с (111) ГЦК-матрицы – это полукогерентные частицы.

К перерезанию способны, как правило, мелкие частицы на стадии зон Гинье – Престона и предвыделений, когда ещё сохра-

няется когерентность решёток матрицы и частицы. Сопротивление частиц движению дислокаций при их перерезании описывает теория Келли. Согласно этой теории, при перерезании частиц упрочнение обусловлено:

- а) появлением дополнительной энергии расстройки при разрыве связей внутри частицы и нарушения упорядочения;
- б) образованием дополнительной поверхности (рис. 6.10);
- в) разностью плотностей, коэффициентов термического расширения и модулей упругости частицы и матрицы.

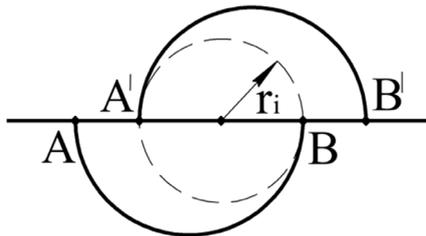


Рис. 6.10. Схема образования дополнительной поверхности при перерезании частиц дислокацией

На упрочнение также влияет и форма частиц (сферическая, дискообразная, в виде стержней и игл).

Вклад в упрочнение будет определять величина образующейся при перерезании частиц дополнительной энергии ΔE :

$$\Delta E = n(\pi r_i^2 v_p + 2\pi r_i b v_s), \quad (22)$$

где v_p – удельная энергия расстройки; πr_i^2 – площадь поверхности, где произошло нарушение упорядочения; r_i – среднестатистический размер сечения

$$r_i = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot r; \quad (23)$$

$2\pi r_i b$ – дополнительная площадь поверхности $AA' + BB'$ (рис. 6.10); v_s – удельная поверхностная энергия; n – число частиц, перерезаемых дислокацией, зависящее от их объёмной доли – f и радиуса – r ,

$$n = \frac{3f}{2\pi r^2}. \quad (24)$$

Подставим (23) и (24) в (22), получим:

$$\Delta E = \frac{3f}{2\pi r^2} \left(\pi \frac{2}{3} r^2 v_p + 2\pi \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot r b v_s \right),$$

$$\Delta E = f v_p + \sqrt{6} \cdot f \frac{b}{r} v_s. \quad (25)$$

С энергетической точки зрения перерезание частиц движущейся дислокацией возможно, если величина работы, совершаемой в системе, как минимум равна дополнительной энергии, образующейся при перерезании частиц. То есть $\Delta E = \tau b$. Отсюда напряжения сдвига при перерезании частиц:

$$\tau = \frac{f v_p}{b} + \sqrt{6} \cdot f \frac{v_s}{r}. \quad (26)$$

Величина v_p определяется калориметрическим методом по оценке теплоты растворения частиц:

$$v_p = \frac{Q_{\text{ч}}}{2b^2}, \quad (27)$$

где $Q_{\text{ч}}$ — теплота перехода частиц в раствор.

6.3.5. Огибание частиц дислокациями. Модель Орована

Если частица не когерентна с матрицей, то дислокация изгибается вокруг неё и, оставляя петлю, проходит далее. Дислокация может изгибаться вокруг частиц, если расстояние между ними достаточно велико (рис. 6.11):

$$\lambda \gg R,$$

где R — радиус петли; λ — расстояние между частицами; τ — действующее в плоскости скольжения напряжение.

При огибании частиц критическое напряжение сдвига для краевой дислокации определяется:

$$\tau = K \frac{G_K b}{2\pi\lambda} \ln \frac{2R}{r_0}, \quad (28)$$

где R — радиус частицы вторичной фазы; r_0 — радиус ядра дислокации; G_K — модуль сдвига для частиц; K — коэффициент, учитывающий статистическое распределение частиц.

Критическое напряжение сдвига для винтовой дислокации:

$$\tau_{\text{винт}} = \frac{\tau_{\text{кр}}}{(1-\nu)},$$

где ν — коэффициент Пуассона.

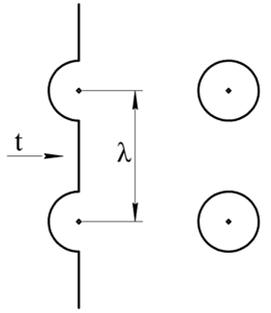


Рис. 6.11. Модель прохода дислокации между частицами с образованием петли

Трудность теоретических расчётов состоит в определении λ . Различными методиками статистической обработки были получены выражения:

$$\lambda = 0,84 N_s^{1/2} \text{ и } \lambda = 0,81 N_s^{1/2}, \quad (29)$$

где N_s — число пересечений дислокаций частиц на единицу площади скольжения (среднестатистическое число).

При прохождении множества дислокаций упрочнение будет нарастать по мере увеличения количества петель вокруг каждой частицы и уменьшения λ . Механизм смыкания участков дислокаций вокруг частицы подобен образованию петель при работе источника Франка — Рида.

6.3.6. Способы получения дисперсионно-упрочнённых сплавов

В настоящее время дисперсионно-упрочнённые сплавы получают путём искусственного введения в сплав упрочняющей фазы (до 10 %) — композиционных материалов, полученных методом порошковой металлургии, путём внутреннего окисления, старением концентрированных растворов. Из одного и того же раствора, меняя температуру и время распада, можно получать разные структуры с различным типом упрочнения (рис. 6.12, 6.13).

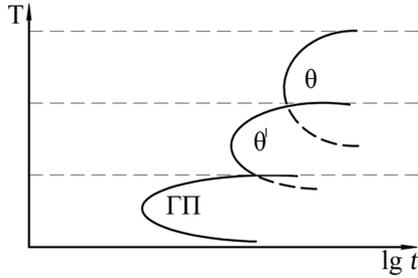


Рис. 6.12. Кинетическая диаграмма распада раствора. ГП – зона Гинье – Престона; Θ' – метастабильная фаза (если она возможна); Θ – стабильная фаза

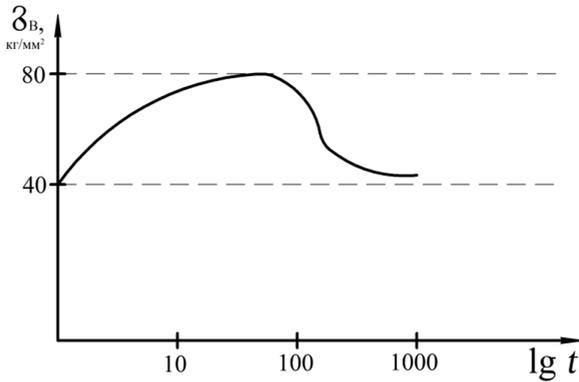


Рис. 6.13. Зависимость предела прочности от размеров частиц для сплава Al + 1,6 % Cu (до 40 часов – зоны Гинье – Престона, затем выделяются Θ -фазы (CuAl_2), после 300 часов – выделение только крупной Θ -фазы)

Чем лучше сопряжения с матричной решёткой, тем ниже барьер зарождения, поэтому на кинетической диаграмме фазы сменяются в порядке ухудшения сопряжения. На форму частиц значительное влияние оказывают отличия в параметрах кристаллических решёток частицы и матрицы Δa . При малом Δa – шаровидная, при большем Δa – дискообразная, если периоды решётки разнятся по осям, то образуются иглы. Например, в растворах Al-Zn, Al-Ag образуются равноосные зоны Гинье – Престона; в растворе Al-Cu образуется вторичная фаза в форме дисков.

По размерам частицы упрочняющих фаз классифицируют по трем группам:

- 1) малые 1–100 нм (как правило, глобулярные), оказывающие влияние в основном на предел текучести;
- 2) средние 0,1–1 мкм, существенно замедляющие рекристаллизацию, рост зерна при нагреве и оказывающие сопротивление ползучести;
- 3) крупные 5–50 мкм. Из-за больших размеров и плохой совместимости с матрицей они могут стать источником локальных напряжений (потенциальные трещины), а упрочнение от крупных частиц далеко не максимально.

Практическое задание

Установите соответствие твёрдорастворного упрочнения в сплавах Cu-Ge и Cu-Ga теориям упрочнения.

Для этого постройте в логарифмическом масштабе экспериментальный (табл. 6.1) и теоретический графики зависимости предела текучести от содержания легирующего элемента. Путём их сравнительного анализа определите действие той или иной теории.

Таблица 6.1

Предел текучести сплавов на основе Cu

Легирующий элемент	Содержание л.э. % _{ат.}	$\sigma_{0,2}$, МПа
Ge	0,1	30
	0,5	42
	5,7	60
	9,0	72
Ga	0,1	28
	0,5	35
	5,6	53

Контрольные вопросы

1. Назовите основные эффекты, связанные с легированием сплавов.
2. Напишите математическое выражение, определяющее концентрацию примесных атомов в атмосфере в зависимости от температуры.
3. Какой тип взаимодействия способствует образованию атмосфер Коттрелла?
4. Какой параметр характеризует концентрационное расширение решётки в твёрдом растворе?
5. Какой тип взаимодействия способствует образованию атмосфер Сузуки?
6. Дайте определение дефекта упаковки.
7. Назовите основную причину различной степенной зависимости прочности от концентрации примесных атомов в различных теориях упрочнения.
8. Как влияет увеличение концентрации примесных атомов на энергию дефектов упаковки?
9. Назовите два основных параметра, определяющих твёрдорастворное упрочнение.
10. Какие из факторов упрочнения значимы только при низких температурах?
11. Перечислите основные причины повышения предела текучести при перерезании частиц вторичных фаз.
12. Почему с развитием деформации упрочнение возрастает при условии реализации модели Орована?
13. Частицы каких размеров максимально упрочняют сплавы?
14. Перечислите основные факторы дисперсионного упрочнения.
15. Каким образом можно сформировать частицы различных размеров в легированных сплавах?
16. Дайте определение барьера Ломера – Коттрелла.
17. Упрочнение какими факторами сохраняется до температур порядка $0,5T_{пл}$?
18. При каких видах пересечения дислокаций эффект упрочнения максимальный?
19. Приведите формулу Тейлора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Штремель, М.А. Прочность сплавов : учеб. пособие для вузов в 2 ч. Ч. 2 / М.А. Штремель. – М. : МИСиС, 1997. – 526 с.
2. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов : учебник для вузов / В.С. Золоторевский. – М. : МИСиС, 1998. – 399 с.
3. Панин, В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, В.И. Данилов, Ю.В. Гриняев. – Новосибирск : Наука, 1990. – 255 с.
4. Матюнин, В.М. Механико-технологические испытания и свойства материалов : учеб. пособие / В.М. Матюнин. – М. : МЭИ, 2005. – 140 с.
5. Беломытцев, М.Ю. Механические свойства металлов. Ч. 1. Твёрдость. Прочность. Пластичность / М.Ю. Беломытцев. – М. : МИСиС, 2007. – 140 с.
6. Деформационное упрочнение и разупрочнение поликристаллических материалов / В.И. Трефилов [и др.]. – Киев : Наукова думка, 1987. – 248 с.
7. Бернштейн, М.Л. Структура и механические свойства металлов : учебник для студентов металлургических вузов по специальностям «Физика металлов» и «Металловедение и термическая обработка» / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М. : Металлургия, 1989. – 472 с.
8. Материаловедение : учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов [и др.]. – М. : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 646 с.
9. Головин, С.А. Физика прочности и пластичности : учеб. пособие / С.А. Головин. – Тула : ТулГУ, 2006. – 192 с.
10. Физическое металловедение : учебник для научных работников, преподавателей и аспирантов. Т. 3. Физико-механические свойства металлов и сплавов / под ред. Р.У. Канна, П.Т. Хаазена. – М. : Металлургия, 1987. – 663 с.
11. Перспективные материалы. Структура и методы исследования : учеб. пособие / под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти : ТГУ ; М. : МИСиС, 2006. – 536 с.