

Лекція №1. Основи пластичної деформації

План

1. Закономірності деформації монокристалу.
2. Механізми пластичної деформації ковзанням.
3. Механізми пластичної деформації двійникуванням.
4. Закон Шміда.
5. Фактор орієнтування Тейлора.

Для кращого розуміння процесів деформації реальних металів та сплавів, що є полікристалічними тілами, має сенс спочатку розглянути *закономірності деформації монокристалів*.

Пластична деформація монокристала може відбуватися в основному двома шляхами: ковзанням і двійникуванням.

Ковзання є рівнобіжним зсувом тонких шарів монокристала щодо суміжних (рис. 1.1). Рух охоплює ряд площин найтонших шарів (смуг ковзання), у проміжках між якими елементи пластичної деформації відсутні.

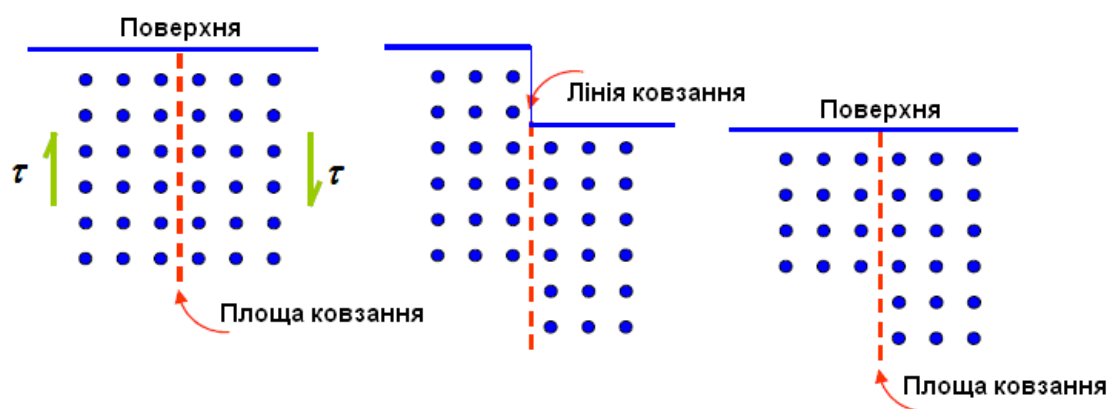


Рисунок 1.1 – Механізми пластичної деформації монокристала ковзанням

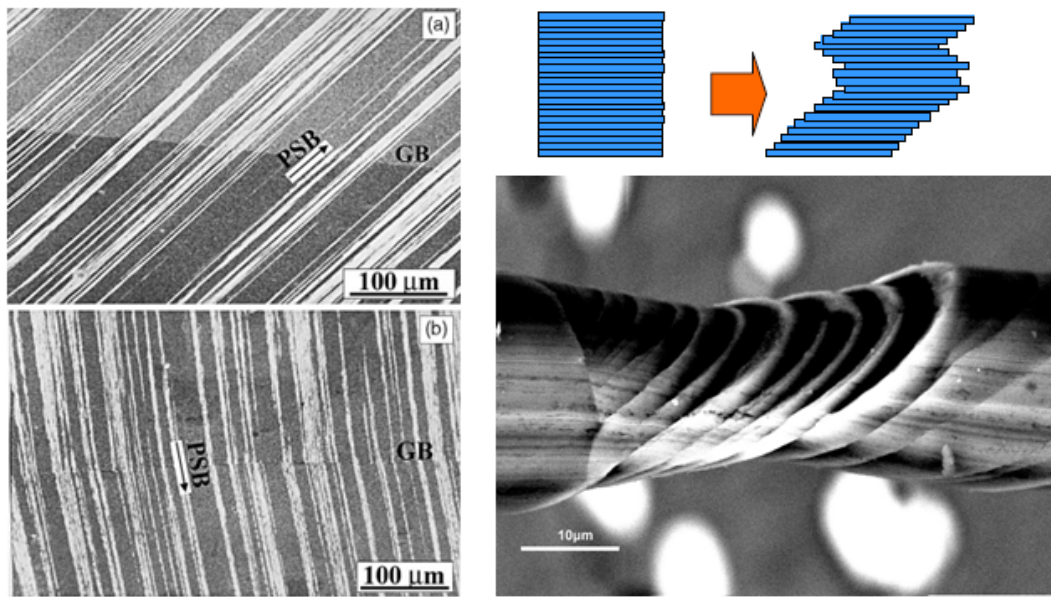


Рисунок 1.2 – Структура після пластичної деформації монокристала ковзанням

Ковзання. Пластична деформація в кристалах відбувається шляхом ковзання по певних кристалографічних площинах, які називають площинами ковзання. Напрямок ковзання при цьому збігається з одним із кристалографічних напрямків, розташованих у площині ковзання. Комбінація площини й напрямку ковзання утворює систему ковзання.

У таблиці 1.1 наведені площини й напрямки ковзання, установлені для деяких найпоширеніших і практично використовуваних металів.

Експериментально встановлено, що штаби ковзання знаходяться одна від одної в середньому на відстані близько 1 мкм, у той час як відстані між сусідніми атомними площинами вимірюються меншими відстанями, приблизно $1 \cdot 10^{-4}$ мкм.

Ковзання у монокристалах відбувається по визначених кристалографічних площинах (рис. 1.3), що називаються площинами ковзання. Звичайно, площинами ковзання є площини з найбільшою

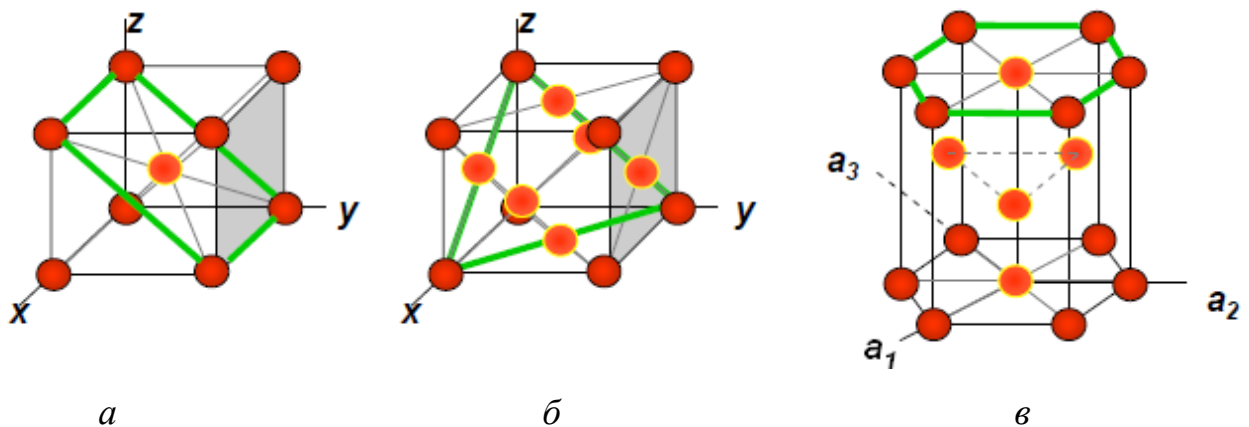
щільністю розміщення атомів, а напрямками ковзання є ті напрямки, по яких міжатомні підсівні мати, мінімальну величину.

Таблиця 1.1 - Кристалографічні системи ковзання в металах

Метал	Тип решітки	Площина ковзання	Напрямок ковзання	Примітка
Cu, Ag, Au, Ni	ГЦК	(111)	[110]	–
Al	ГЦК	(111) (100)	[110] [110]	З'являється додатково при температурі вище 450 °С
α -Fe	ОЦК	(110) (112) (123)	[111] [111] [111]	–
α -Fe + 3% Si	ОЦК	(110)	[111]	–
Mo, Nb, V, W, Ta	ОЦК	(110)	[111]	Ковзання по двом різним площинам (110) може бути презентовано у вигляді ковзання по (112) або (123)
Cd, Zn	Гексагональна ($c/a = 1,85$)	(0001)	$[2\bar{1}\bar{1}0]$	
Mg	Гексагональна ($c/a = 1,623$)	(0001) (10 $\bar{1}1$) (10 $\bar{1}0$)	$[2\bar{1}\bar{1}0]$ $[2\bar{1}\bar{1}0]$ $[2\bar{1}\bar{1}0]$	З'являється додатково при температурі вище 225 °С З'являється при кімнатній і більш високих температурах, відіграє помітну роль у деформації полікристалів,
Be	Гексагональна ($c/a = 1,568$)	(0001) (10 $\bar{1}0$)	$[2\bar{1}\bar{1}0]$ $[2\bar{1}\bar{1}0]$	–
Ti	ГПУ ($c/a = 1,587$)	(10 $\bar{1}0$) (10 $\bar{1}1$) (0001)	$[2\bar{1}\bar{1}0]$ $[2\bar{1}\bar{1}0]$ $[2\bar{1}\bar{1}0]$	Тільки в металі з домішками Переважно в металі з домішками

Наприклад, у металах із гранецентрованими кубічними кристалічними решітками площинами ковзання звичайно є площини октаедра типу (111), а напрямками ковзання є напрямки типу [101]. У металах з гексагональними кристалічними решітками площиною ковзання

звичайно буває площина базису типу (0001), а напрямками ковзання - напрямки, що збігаються з діагоналлю шестикутника (основи цього осередку) типу [100]. У металі з об'ємноцентрованою кубічною решіткою ковзання можуть здійснюватися по площинах декількох типів (112), (123) і (110), тому що щільність розташування атомів у них розрізняється незначно. Переважним напрямком ковзання є напрямок [111].



a – об'ємноцентрована решітка; *б* – гранецентрована решітка; *в* – гексагональна решітка

Рисунок 1.3 – Площини ковзання у кристалічних решітках

На можливість зсуву атомів по будь-яких кристалічних площинах суттєво впливає температура. Підвищення температури, а отже, і амплітуди теплових коливань атомів у ряді випадків призводить до того, що процес ковзання може відбуватися по інших площинах, відмінних від тих, по яких відбувається ковзання при кімнатній температурі. Наприклад, у металах з гексагональною щільно-упакованою решіткою при кімнатній температурі існує одна площина ковзання - площина базису (0001), а при температурі понад 200 °С додатково з'являється можливість ковзання по площинах типу (1011) і (1012).

Двійникування є зсувом атомів, розташованих у площинах, рівнобіжних "площині двійникування", на відстані, пропорційній відстані цих площин від площини двійникування (рис. 1.4), де штриховими лініями показаний двійник, що вийшов у результаті деформації), причому ребра кристалічних решіток, спочатку нахилені до площини двійникування під кутом $\alpha < 90^\circ$, потім повертаються на кут, рівний $(180^\circ - 2\alpha)$.

Частина кристала, що піддалася деформації двійникуванням, є дзеркальним відображенням недеформованої частини кристала щодо площини двійникування (двійником), і взаємне розташування атомів у двійнику аналогічно розташуванню в недеформованому металі.

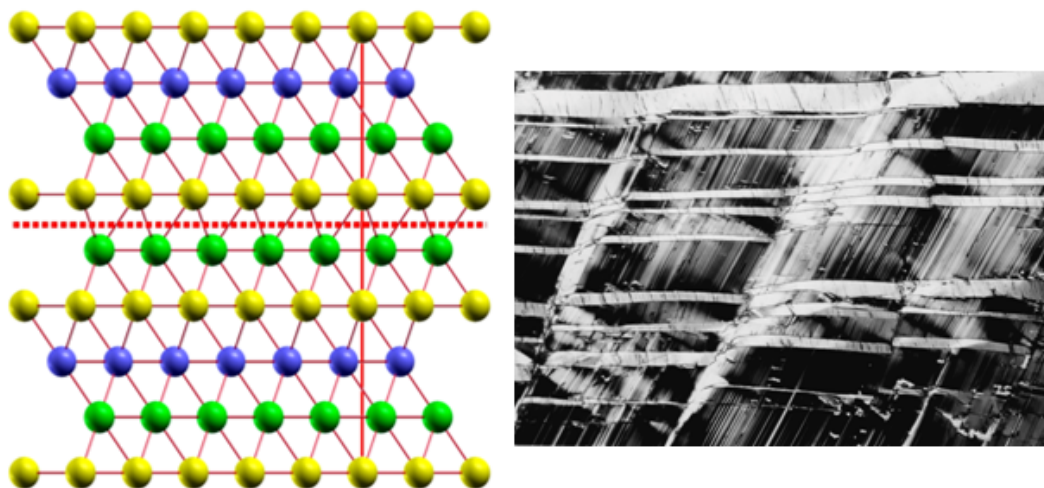


Рисунок 1.4 – Механізм пластичної деформації монокристала двійникуванням

Особливо інтенсивно відбувається двійникування в металах з обмеженим числом систем ковзання. При цьому, створюючи потужні концентратори напруження, двійникування ініціює, наприклад, у гексагональних металах ковзання по додаткових призматичних і пірамідальних системах, що призводить до істотного підвищення пластичності. У деяких орієнтуваннях монокристалів із гексагональними

решітками двійникування взагалі є домінуючим механізмом пластичної деформації. В ОЦК-металах концентратори напружень у вершин двійників і висока швидкість протікання процесу двійникування сприяють розкриттю тріщин і відповідно до крихкого руйнуванню металів обграницюючи в такий спосіб їх низькотемпературну пластичність.

Геометрично двійникування в кристалах описується за допомогою чотирьох кристалографічних елементів або індексів: K_1 , K_2 , η_1 , η_2 , де K_1 – площина двійникування; K_2 – другий круговий перетин; η_1 – напрямок двійникування; η_2 – вісь основної зони (рис. 1.5).

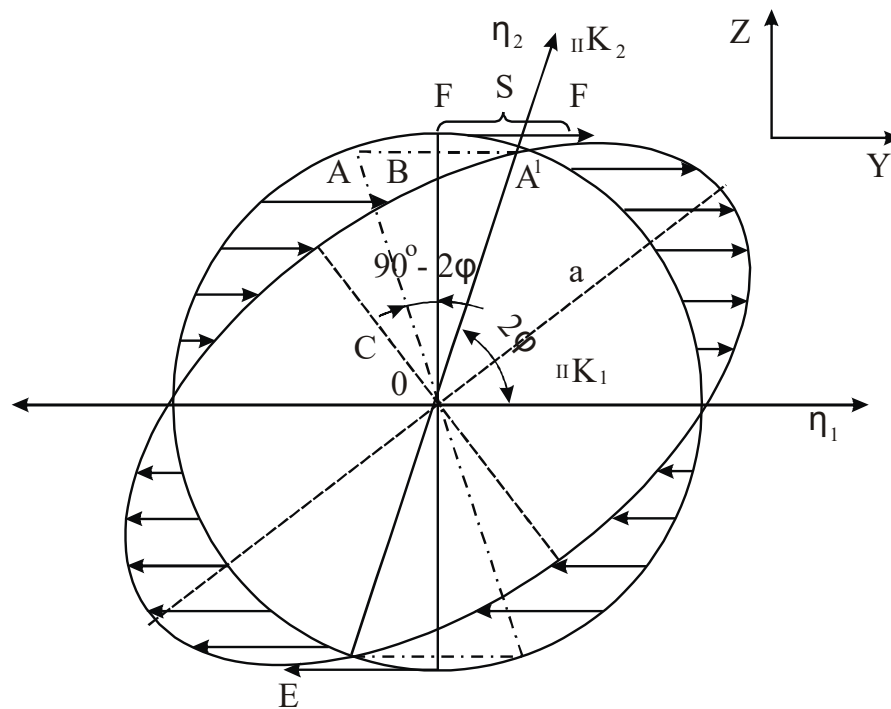


Рисунок 1.5 – Кристалографічні елементи механічного двійникування. Перетин кулі й еліпсоїда деформації площиною зсуву

Для більш докладного опису двійникування звичайно ще вказують площину зсуву S і кристалографічний зсув s . Якщо площина двійникування K_1 збігається із площиною решіток і ця площина характеризується індексами, що представляють собою цілі й малі числа, а η_2 відповідає

напрямку в решітках, обумовленому також цілими й малими індексами (тобто K_1 , і η_2 раціональні), то такі двійники називаються двійниками першого роду. При цьому K_2 і η_1 можуть бути як раціональними, так і ірраціональними. У двійників другого роду K_2 і η_1 раціональні, а K_1 і η_2 ірраціональні. У кристалів високої симетрії, до яких відносяться звичайно метали, усі елементи K_1 , K_2 , η_1 і η_2 найчастіше раціональні. Такі двійники можна розглядати як двійники й першого, і другого роду.

Елементи двійникування для деяких металів наведені в таблиці 1.2.

Таблиця 1.2 – Кристалографічні елементи механічного двійникування

Метал	Кристалічна структура	Елементи двійникування				Зсув s
		K_1	η_1	K_2	η_2	
Мідь і інші ГЦК-метали	ГЦК	(111)	$[11\bar{2}]$	$(11\bar{1})$	[112]	0,707
α -залізо	ОЦК	(112)	$[11\bar{1}]$	$(11\bar{2})$	[111]	0,707
Магній	Гексагональна ($c/a = 1,624$)	$(10\bar{1}2)$	$[10\bar{1}\bar{1}]$	$(10\bar{1}1)$	$[10\bar{1}1]$	0,129
Цинк	Гексагональна ($c/a = 1,856$)	$(10\bar{1}2)$	$[10\bar{1}\bar{1}]$	$(10\bar{1}1)$	$[10\bar{1}1]$	0,139
Кадмій	Гексагональна ($c/a = 1,866$)	$(10\bar{1}2)$	$[10\bar{1}\bar{1}]$	$(10\bar{1}1)$	$[10\bar{1}1]$	0,171
β -олово	Тетрагональна ($c/a = 0,541$)	(301)	$[\bar{1}03]$	$(\bar{1}01)$	[101]	0,119
Вісмут	Ромбоєдрична	(110)	$[00\bar{1}]$	(001)	[110]	0,118

Слід зазначити, що в сучасній фізиці міцності інтенсивно розвиваються дислокаційні уяви щодо процесу механічного двійникування, що дозволяє успішно аналізувати умови переходу від ковзання до двійникування й навпаки, а також прогнозувати такий перехід у деяких практично важливих випадках.

Двійникування порівняно рідко відбувається при статичному навантаженні і значно частіше при деформуванні ударом (наприклад кування на

молотах). Двійникування може також супроводжувати деформацію ковзанням, при деформації ковзанням двійникування стрибкоподібно зменшує зусилля, необхідне для деформування.

Процес пластичної деформації у металах здійснюється переважно шляхом ковзання.

Закон Шміда. На кристал, що має площу поперечного переріза F_0 , діє розтягуюча сила P (рис. 1.6). При цьому діюча площина ковзання має площу F , нормаль до якої становить із віссю розтягання кут φ .

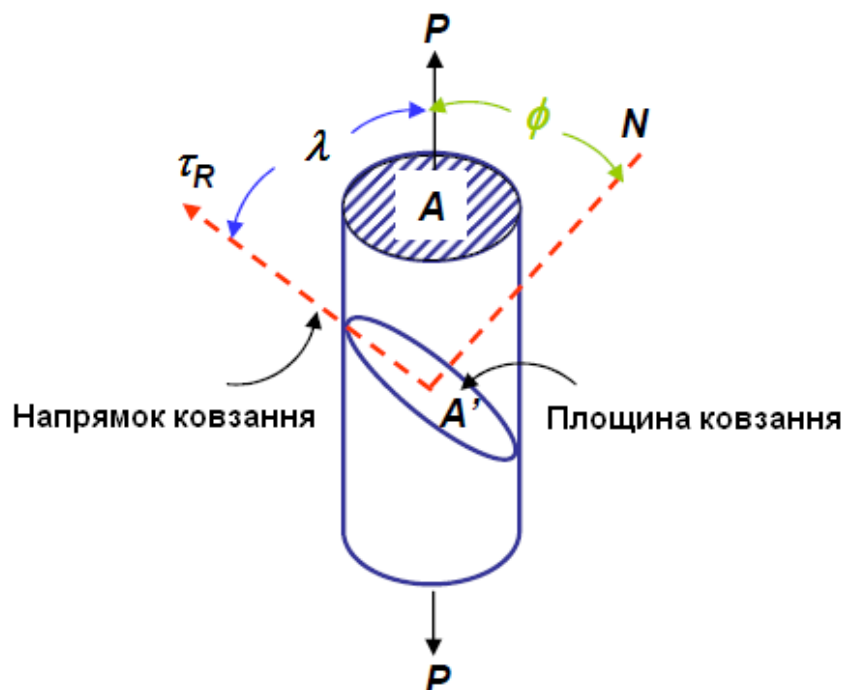


Рисунок 1.6 – Деформація монокристалу

Вектор зсуву (вектор Бюргерса) у площині ковзання спрямований уздовж осі x і становить із віссю розтягання кут λ . Згідно з такими визначеннями

$$F = \frac{F_0}{\cos\varphi}, \quad (1.1)$$

Нормальна напруження в поперечному перерізі

$$\sigma_0 = \frac{P}{F_0}, \quad (1.2)$$

а розтягуюча сила, що доводиться на одиницю площі площини ковзання,

$$\frac{P}{F} = \frac{P}{F_0} P \cos \varphi = \sigma_0 \cos \varphi, \quad (1.3)$$

Отже, дотичне напруження, наведене до напрямку ковзання,

$$\tau = \sigma_0 \cos \varphi \cos \lambda \quad (1.4)$$

Ця напруження називається наведеним дотичним напруженням, а вираз (1.4) відомий, як закон Шміда. Відповідно деформація зсуву:

$$\gamma = (\cos \varphi_0)^{-1} \{ [(l/l_0)^2 - \sin^2 \lambda_0]^{1/2} - \cos \lambda \} \quad (1.5)$$

де φ_0 і λ_0 – значення φ і λ у початковий момент плину;

l і l_0 – кінцева й початкова довжина зразка.

У виразах (1.4) і (1.5) передбачається, що ковзання відбувається по одній системі площин ковзання й в одному напрямку. Вираз (1.5) отримане для випадку розтягання зразка.

З виразу (1.4) випливає, що при $\varphi = 0$ (вісь розтягання перпендикулярна до площини ковзання) кут λ завжди дорівнює 90° , тому $\tau = 0$. Також і при $\varphi = 90^\circ$ $\tau = 0$. У цих випадках руху дислокацій у площині

ковзання не буде. З іншого боку, τ досягає максимуму, коли добуток $\cos\varphi \cdot \cos\lambda = 0,5$, що відповідає значенням кутів φ і λ , і дорівнюють 45° . Звідси:

$$\tau_{max} = 0.5\sigma_0 \quad (1.6)$$

Кристал даного металу починає пластично деформуватися, коли наведене дотичне напруження по площині ковзання в напрямку ковзання досягає або перевершує рівень критичного напруження

$$\tau \geq \tau_c \quad (1.7)$$

Критичне дотичне напруження τ_c кристала з деяким заданим орієнтуванням може бути визначено експериментально по розтягання цього кристала

$$\tau_c = \sigma_0 \cos\varphi_0 \cos\lambda_0 \quad (1.8)$$

де σ_0 – нормальна напруження, відповідно до початку плину кристала; φ_0 і λ_0 – значення кутів φ і λ для даного орієнтування.

Необхідність введення кутів φ_0 і λ_0 обумовлена тим, що напрямки розтягання й зсуву не збігаються. Це можна погодити тільки тоді, коли площину ковзання в процесі розтягання буде розвертатися у бік збільшення кута φ .

Закон Шміда простіше всього може бути перевірений на кристалах із гексагональною решіткою, що має одну площину легкого ковзання. На рис. 1.7 представлені експериментальні результати виміру критичного розтягувального напруження σ_c залежно від коефіцієнта Шміда $\cos\varphi_0 \cdot \cos\lambda_0$.

Для цього була випробувана велика кількість кристалів магнію, що відрізняються тільки вихідним орієнтуванням. Збіг експериментальних і розрахункових значень σ_c свідчить про дотримання закону Шміда. Однак тут слід звернути увагу на те, що при високих тисках процес пластичної деформації визначається не тільки дотичними напруженнями, але й нормальними.

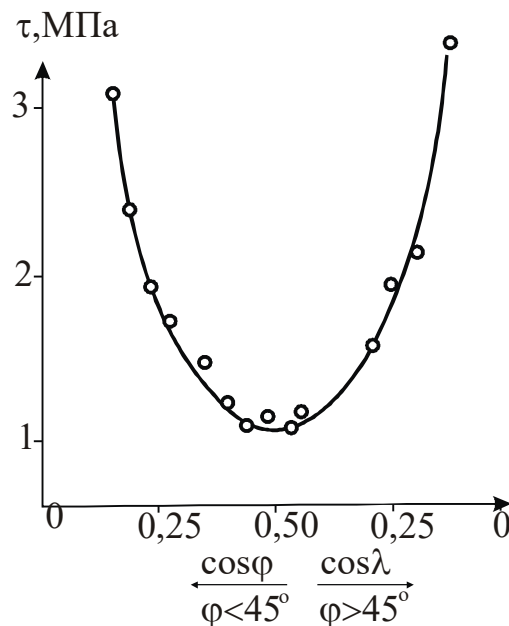


Рисунок 1.7 – Залежність напруження плину кристала магнію від орієнтування при розтягуванні.

При розтягуванні кути φ і λ зростають (рис. 1.7). Отже, якщо спочатку кути φ і λ були більше 45° , то коефіцієнт Шміда зсуву зростає, ніж на початку. Таким чином, якщо зсув почався, то він протікає легше, чим почався. Подібне «геометричне знеміцнення» спостерігалось для монокристалів з більшими початковими значеннями кутів φ і λ . Воно звичайно виражається в утворі площадок плинності, аналогічних площадкам у полікристалах, які обумовлені деформацією Чернова – Людерса, тобто замість рівномірної деформації настає своєрідна

плинність, при якій та частина кристала, де плин почався в першу чергу, перетерплює значне розтягування, потім «розтягнена область» поступово поширюється уздовж кристала під дією практично постійної напруження.

Якщо ж спочатку деформації кути φ і λ менше 45° , то величина коефіцієнта Шміда в міру розтягування кристала знижується, у результаті чого для подальшої деформації потрібна більш висока напруження. Це явище називається геометричним зміцненням.

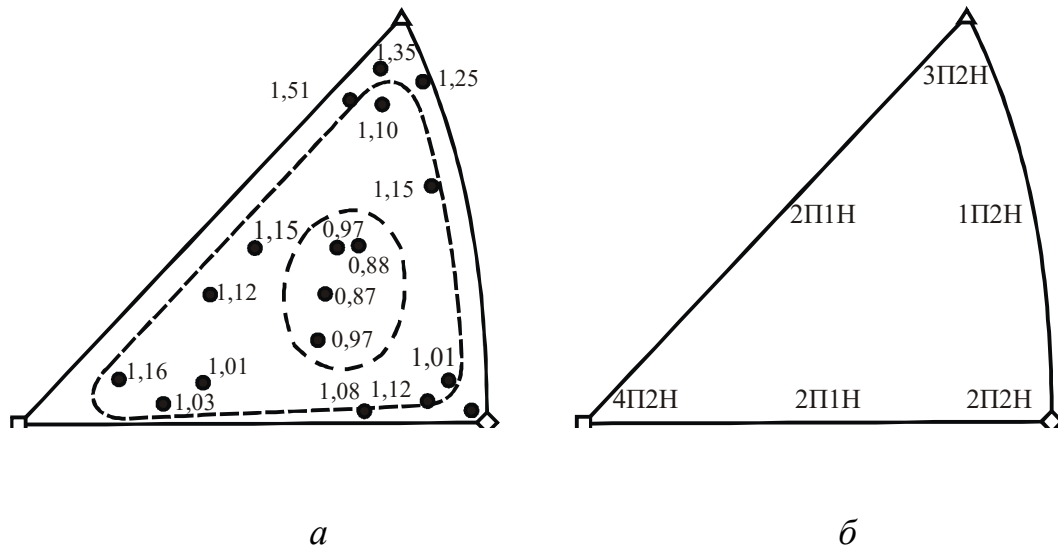
У кристалах із решітками гранецентрованого куба існує, як це відзначалося, 12 можливих систем ковзання, кожна з яких представляє комбінацію площини (111) з напрямком [110], що лежать у цій площині.

Якщо такий кристал піддати розтягуванню, то коефіцієнт Шміда в загальному випадку повинен бути різним для різних систем. Його значення й відповідні величини напруження плину залежать від орієнтування кристала стосовно вісі розтягування (рис. 1.8, а), причому кожний з коефіцієнтів Шміда поєднаний з 11 іншими, як правило, меншої величини, хоча існують особливі орієнтування, де коефіцієнт Шміда має однакові значення для двох і більше систем. Ці особливі орієнтування розташовуються звичайно по периметру стереографічного трикутника. Рис. 1.8, б ілюструє множинність особливих систем ковзання для сторін і кутів даного трикутника. Початок плину при таких особливих орієнтуваннях буде пов'язане з одночасною роботою декількох пересічних систем ковзання, що виключає можливість легкого ковзання, з одного боку, а з іншого – підвищує інтенсивність деформаційного зміцнення.

Фактор орієнтування Тейлора. На відміну від умови початку плину в монокристалах (1.10), де все визначається досягненням критичного дотичного напруження у відповідній системі ковзання, для полікристалів з хаотичним розподілом орієнтувань окремих зерен, але з обмеженням їх деформації умовою спільного плину, останнє повинне бути записане із залученням деякого середнього значення фактора орієнтування

$$\sigma_s = \tau_c \bar{m}, \quad (1.9)$$

де \bar{m} – фактор орієнтування Тейлора.



a – орієнтаційна залежність напруження початку плину кристалів міді (МПа); *б* – розташування особливих орієнтувань на стереографічному трикутнику (4П2Н – чотири площини із двома напрямками ковзання в кожній і т.д.).

Рисунок 1.8 – Вплив орієнтування на деякі властивості кристалів.

Таким чином, знаходження умови початку плину в полікристалічному матеріалі фактично зводиться до пошуку способу усереднення орієнтувань окремих кристалітів для одержання \bar{m} . Просте усереднення всіх можливих орієнтувань, яке фактично припускає, що в кожному зерні діє одна система ковзання з максимальним значенням наведеного дотичного напруження, дає для ГЦК-металів $\bar{m} = 2,238$. Аналогічний хід розрахунків з деякими допущеннями про зміцнення за рахунок границь приводить до $\bar{m} = 2,2$. Ці наведення про незалежну деформацію кожного зерна суперечили самій сутності полікристала, збереженню його сплошності під час деформації, що було явним

обмеженням теорії й ніяк не узгоджувалося з даними експерименту. Мізес вперше ще в 1928 р. показав, що для здійснення необхідної зміни форми тіла необхідно мати п'ять незалежних компонентів деформації (об'єм ухвалюється постійним). Для кристалічного тіла це означає необхідність дії п'яти різних систем ковзання. В принципі можуть діяти й більше п'яти систем, але енергетично оптимальні умови плину досягаються при п'яти діючих системах. Це значить, що в металі із ГЦК-решітками, що має 12 кристалографічно еквівалентних октаедричних систем ковзання, повинні будуть працювати тільки п'ять із найбільш високими для даного орієнтування наведеними дотичними напруженнями.

Тейлор застосував цей критерій до аналізу деформації полікристалічного алюмінію, припустивши, що всі зерна деформуються однаково і що п'ять систем ковзання, що діють у кожному зерні, є тими, які відповідають принципу мінімізації роботи деформації. Далі, вирішуючи проблему усереднення фактора орієнтування m при одночасній дії п'яти систем ковзання, він дорівняв роботу, зроблену макроскопічною напруженням σ при деформації $d\varepsilon$, роботі, зробленої декількома системами ковзання.

Якщо τ_c – критичне дотичне напруження для системи ковзання, da – нескінченно мале збільшення деформації в цій системі, то

$$\sigma d\varepsilon = \sum_1^n \tau_c da \quad (1.10)$$

де n – число систем ковзання.

Припустивши, що критичне дотичне напруження τ_c для всіх систем ковзання однаково, а деформаційне зміцнення не змінюється від зерна до зерна, тобто $(\tau_c)_1 = (\tau_c)_n$, Тейлор одержав

$$\sigma/\tau = \sum da/d\varepsilon = \bar{m} \quad (1.11)$$

З розрахунків випливає, що при використанні декількох систем ковзання середнє значення \bar{m} збільшується. Тейлор одержав $\bar{m} = 3,06$, що досить добре відповідало результатам експериментів, проведених на технічно чистому алюмінії.

Запропонований більш універсальний метод розрахунків не пов'язаний із припущенням про те, що в кожному зерні діє та сама фіксована група систем ковзання, яка забезпечує найменшу суму зрушень. До того ж цей метод не вимагає допущення про однорідну деформацію. Проте для випадку випробувань на розтягування полікристала із ГЦК-решітками значення фактора орієнтування виявилось рівним $\bar{m} = 3,1$, т.п. дані роботи підтвердили значення \bar{m} , отримане Тейлором.

Аналогічні розрахунки для деформації ОЦК-металів дають $\bar{m} = 2$.

Теорія Тейлора має й деякі недоліки. Вона не враховує взаємодію зерен уздовж загальної границі, а також те, що при ковзанні по комбінації більш ніж п'яти систем ковзання може в деяких випадках відбуватися менша робота. Крім того, експериментально не відзначаються повороти, що передбачуються теорією, зерен, рідко спостерігається ковзання більш ніж по трьох системах, хоча очікується п'ять і більше. Останнє, як і в монокристалах, може бути обумовлене методичними труднощами виявлення дуже тонких смуг ковзання. У той же час необхідно враховувати й альтернативний варіант, тобто якщо можливі види деформації, відмінні від однорідного зсуву (повороти, неоднорідна деформація), те потрібно менше систем ковзання. До речі, саме цей альтернативний напрямок в останні роки широко розвивається.

Фактори орієнтування в полікристалах завжди ставилися до найбільш принципових питань фізики міцності, не втратили вони своєї актуальності

й у цей час, особливо при вивченні більших деформацій і текстуроутворення при різних видах обробки тиском.

При вивченні механізму *деформації полікристалів* виникають труднощі у перенесенні даних, отриманих на монокристалах. Основні відмінності в умовах деформації монокристалів і полікристалів полягають у тому, що в полікристалі зерна взаємодіють один з одним і не можуть деформуватися вільно; між зернами є границі, поблизу яких властивості зерен відрізняються від властивостей внутрішніх частин. Деформація полікристала здійснюється в результаті деформації кожного окремого зерна і переміщення, повороту зерен відносно один одного.

Перший механізм називають *внутрішньо-кристалітною деформацією*, а другий – *міжкристалітною*.

Розглянемо особливості внутрішньо-кристалітної деформації. Зерна, як і монокристали, пластично деформуються ковзанням і двійникуванням.

На відміну від монокристала, в полікристалі в результаті взаємодії зерен напружений стан є неоднорідним: він змінюється від зерна до зерна. Неоднорідність напруженого стану в полікристалах чистих металів і гомогенних сплавів обумовлена різним орієнтуванням зерен.

У відпаленому металі зерна розташовані хаотично своїми кристалографічними елементами, можливі площини ковзання розташовані під різними кутами до напрямку діючої сили.

Розглянемо схему деформації стиснення полікристала (рис. 1.9), що складається з по-різному орієнтованих зерен. Перетинання можливих площин ковзання з площиною креслення в кожному зерні показано штрихуванням.

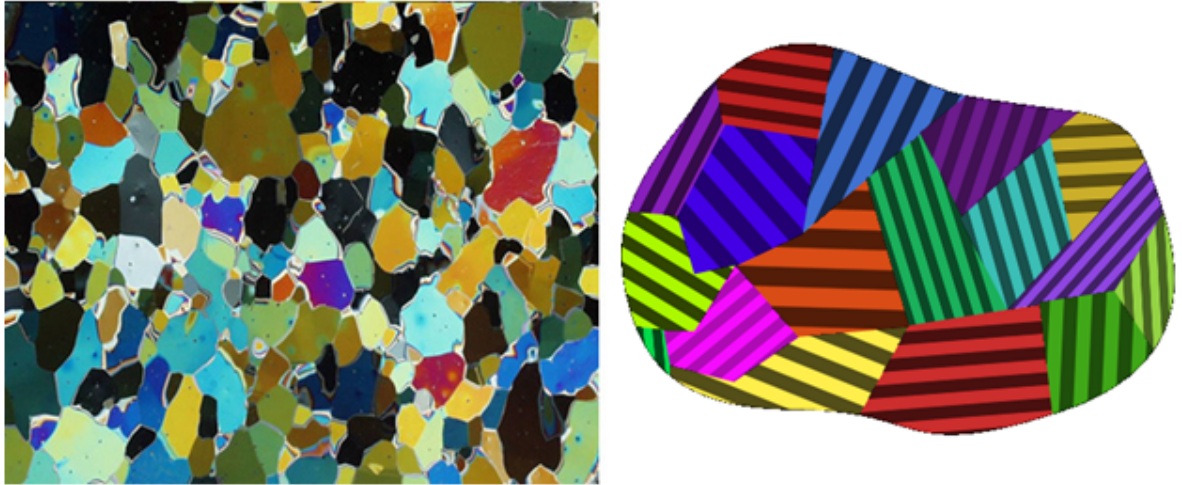


Рисунок 1.9 – Різні орієнтування площин ковзання в зернах полікристала

Умови, достатні для пластичної деформації ковзанням створюються, в першу чергу, в зернах, площини ковзання яких розташовані під кутом 45° до напрямку сили (зерна *I*), тому що в цих площинах дотичні напруження досягнуть максимального значення. В зернах, у яких площини ковзання перпендикулярні і рівнобіжні до напрямку зусилля (зерна *II* і *III*), умови для пластичної деформації відсутні, тому що дотичні напруження на цих площинах дорівнюють нулю. Зерна, що мають проміжне орієнтування площин ковзання, також не будуть деформуватися пластично, тому що на цих площинах дотичне напруження менше, ніж у зернах.

У результаті в першу чергу почнуть деформуватися пластично зерна *I*, інші будуть деформуватися пружно. При дії напруження стиснення пластично стисливі зерна *I* будуть передавати іншим зернам додаткові напруження стиснення, а пружно деформовані зерна, опираючись деформації стиску, будуть передавати зернам *I* додаткові напруження розтягання. Зовнішнім проявом групових зрушень у найбільш сприятливо

орієнтованих зернах є лінії ковзання, які часто спостерігаються на поверхні деформованого тіла і виявлені Л. Людерсом і Д.К. Черновим.

Через те, що перші зрушення в зернах відбуваються в напрямках, по яких у деформованому тілі діють найбільші дотичні напруження, лінії ковзання, що виявляються на поверхні полікристалічного тіла, дозволяють судити про напрямки максимальних дотичних напружень.

В міру збільшення деформуючих сил дотичні напруження, що діють у менш сприятливо орієнтованих площинах ковзання, досягають величини, необхідної для початку пластичної деформації, причому остання починає охоплювати все зростаючу кількість зерен полікристала. Нормальне напруження при лінійному розтягуванні або стисненні, що відповідає включенню в пластичну деформацію переважної більшості зерен металу, є границею текучості.

Збільшення деформації понад значення, яке відповідає границі текучості, призводить до того, що зерна у полікристалі набувають витягнутої форми в напрямку найбільш інтенсивного плину металу. Визначене орієнтування витягнутих у результаті пластичної деформації зерен називають рядковістю мікроструктури. Співвідношення між середніми величинами найбільших і найменших розмірів зерен указує на величину деформації зерен.

Одночасно зі зміною форми зерен у процесі деформації відбувається поворот кристалографічних осей окремих зерен у просторі. В міру протікання пластичної деформації різниця в напрямках кристалографічних осей окремих зерен зменшується, а площини ковзання прагнуть сполучитися з напрямком найбільш інтенсивного плину металу. Це призводить до того, що при значній деформації виникає переважне орієнтування кристалографічних осей зерен полікристала, називане текстурою деформації. Виникнення текстури призводить до анізотропії властивостей полікристала.

Пластична деформація металів може також супроводжуватися і спрямованою дифузією домішкових атомів. Домішкові атоми викликають локальні зміни міжатомних відстаней і прагнуть накопичуватися поблизу дислокацій. Дислокації у своєму русі здатні захоплювати за собою частину домішкових атомів. Крім того, домішкові атоми, не пов'язані з дислокаціями, також здатні зміщатися під дією деформуючих сил, проходячи по вакансіях і т.п.

Таким чином, створюється спрямоване переміщення (дифузія) помів домішки в деформованих зернах у напрямку градієнта напружень. Це явище, назване *"дифузійною пластичною деформацією"*, досліджували Г.В. Курдюмов, С.Т. Конобеєвський, І.А. Одінг та ін.

Описані вище процеси внутрішньо-кристалітної деформації є основними процесами, що обумовлюють зміну форми полікристалічного металу. Міжкристалітна деформація відіграє тут значно меншу роль.

Міжкристалітна деформація полягає у відносному зсуві зерен. При цьому на співвідношення між внутрішньо-кристалітною і міжкристалітною деформаціями полікристала впливає розходження властивостей металу усередині зерен і по їхніх границях. На границі зерен існує перехідний шар, у якому закономірність розташування атомів різко порушується. Відсутність закономірного розташування атомів у приграничних шарах зерен є наслідком взаємодії атомів суміжних зерен, неправильності їхньої форми і взаємного "натиснення" зерен при кристалізації з розплаву. Крім того, при затвердінні розплаву по границях зерен накопичуються нерозчинні домішки. Таким чином, приграничні шари зерен відрізняються від внутрішніх шарів фізико-хімічними властивостями. Відсутність правильності будови металу в приграничних міжзеренних шарах призводить до того, що атоми в цих шарах не знаходяться в положеннях, які відповідають мінімуму потенційної енергії. Звідси випливає, що їхня рухливість може бути більшою, ніж у внутрішніх шарах зерен, а відносно

переміщення може вимагати дещо менших дотичних напружень. Однак можливість відносного зсуву атомів у приграничних шарах не завжди більша, ніж у внутрішніх шарах, у яких ковзання здійснюється переміщенням дислокації.

Зсув атомів у приграничних шарах зерен ускладнюється наявністю нерозчинних домішок і неправильною формою поверхні зерен, що призводить до їх зачеплень і заклинювань у процесі деформації.

При міжкристалітній деформації виникають ушкодження по границях зерен, які при розвитку міжкристалітної деформації ведуть до утворення мікро-, а потім і макротріщин, що в остаточному підсумку може призвести до руйнування полікристала.