

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
**НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ**

**Н.Е. Погребна, В.З. Куцова, Т.В. Котова**

**МЕХАНІЧНА СТАБІЛЬНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ**

Друкується за Планом видань навчальної та методичної літератури,  
затвердженим Вченою радою НМетАУ

Протокол № 1 від 22.01.2021 р.

**Дніпро НМетАУ 2021**

УДК 699.018

Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В. Механічна стабільність матеріалів:  
Навчальний посібник. – Дніпро: НметАУ, 2021. – 109 с.

Відповідає робочій програмі навчальної дисципліни.

Наведено та систематизовано основні положення теорії дислокацій і металофізичні основи конструктивної міцності і пластичності металів і сплавів, багатофазних сплавів і композиційних металічних матеріалів. Розглянуто фактори, які визначають зміцнення металічних монокристалів і полікристалів, зв'язок зміцнення з пластичністю.

Контрольні запитання і список літератури допоможуть студентам-бакалаврам спеціальності 132 – матеріалознавство визначати механічні та багато інших властивостей металів і сплавів для пояснення та передбачення експлуатаційних властивостей металевих матеріалів.

Друкується за авторською редакцією.

Відповідальна за випуск Н.Е. Погребна, к.т.н., проф.

Рецензенти: Ю.М. Правдін, к.т.н., Лауреат Державної премії України, техн. директор ООО «Дніпровський завод спеціальних труб»

Д.В. Лаухін, д-р техн. наук, проф. (ДВНЗ ПДАБА)

© Національна металургійна академія України, 2021

© Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В., 2021

## ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
1. ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ В МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ.....	7
1.1. Точкові дефекти.....	7
1.2. Лінійні дефекти.....	13
1.3. Поверхневі дефекти.....	21
1.4. Об'ємні дефекти.....	25
2. МІЦНІСТЬ І ПЛАСТИЧНІСТЬ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ.....	27
2.1. Типи деформації і критерії деформованості металів. Природа границі текучості.....	27
2.2. Пластична деформація металів і сплавів.....	36
2.3. Структурні зміни при холодній пластичній деформації монокристалів.....	38
2.4. Структурні зміни при холодній пластичній деформації полікристалів.....	45
2.5. Природа деформаційного зміцнення монокристалів.....	48
2.6. Природа деформаційного зміцнення полікристалів.....	58
2.7. Двійникування металів і сплавів.....	59
2.8. Особливості локальних деформацій при ковзанні та двійникуванні.....	65
2.9. Руйнування металів і сплавів. Дислокаційні моделі руйнування.....	67
2.10. Механізм росту тріщин.....	76
2.11. Деформація двофазних сплавів.....	80
2.12. Структурні зміни при нагріванні холоднодеформованих металів і сплавів.....	84
2.13. Структурні зміни при гарячій деформації.....	95
2.14. Способи і перспективи підвищення міцності.....	100
ПИТАННЯ ДЛЯ КОНТРОЛЮ.....	103
ЛІТЕРАТУРА.....	106

## ВСТУП

Однією з найважливіших властивостей конструкційних матеріалів є здатність чинити опір дії зовнішніх навантажень, яка визначає їх міцність. Деталі та елементи сучасних машин, апаратів і конструкцій працюють часто в дуже складних умовах як з точки зору робочих навантажень, так і дії робочих середовищ.

При розробці конструкцій різноманітних деталей машин і механізмів, елементів металевих споруд, з метою підвищення надійності, конструктивної міцності, довговічності, не можна йти шляхом збільшення перерізів, габаритних розмірів і маси деталей. Тому до матеріалів що використовуються, ставлять вимоги механічної стабільності, а це надійне забезпечення статичної та динамічної міцності, високої зносостійкості поверхонь тертя за різних умов зносу, корозійна стійкість, низький поріг холодноламкості та ін.

Існують багато способів, які дають змогу змінювати міцність і пластичність металів. Найважливіші з них – зміна хімічного складу металів (легування), керування кристалізацією, застосування термічної обробки, деформаційно-термічного зміцнення, хіміко-термічної обробки та ін. Важливе значення мають і дефекти кристалічної будови типу вакансій, дислокацій, атомів домішок, меж блоків, субзерен і зерен, міжфазних поверхонь, тріщин тощо.

При оцінці характеристик міцності виділяють границю пропорційності ( $\sigma_p$ ), границю текучості ( $\sigma_T$ ) і границю міцності ( $\sigma_B$ ). Однак ці три найважливіші характеристики міцності металів і сплавів не завжди задовольняють конструкторів, технологів та експлуатаційників. При оцінці характеристик руйнування також вводяться поняття про крихке і в'язке руйнування, руйнування втомленості, інтеркристалітне руйнування та ін.

Донині металофізики вважали, що є два способи підвищення міцності кристалічних матеріалів:

а) при сильному зменшенні щільності дислокацій (одержання досконалих кристалів);

б) при значному збільшенні її (створення викривлених кристалів).

Схематично це ілюструється кривою Одінга – Бочвара (Рис. 1). Ця крива добре пояснювала деякі експерименти. Наприклад, міцність технічного заліза на розрив дорівнює 250–300 МПа. Найбільшу міцність заліза (~13000–14000 МПа), яка відповідає теоретичній ( $\sigma_{\text{теор}}$ ), вдалось дістати на кристалах-вусах з високим ступенем досконалості кристалічної будови. Пластична деформація таких кристалів викликала нелегко; пружна деформація при напруженні 13300 МПа становить 4,9%, що в багато разів перевищує напруження і пружну деформацію, необхідні для початку пластичної деформації технічного заліза. Встановлено, що міцність залізних вусів залежить від ступеня їх досконалості, орієнтації і особливо діаметра. Розвиток цього методу обмежується тим, що ще не знайдено економічно прийнятних способів отримання вусів для потреб промисловості.

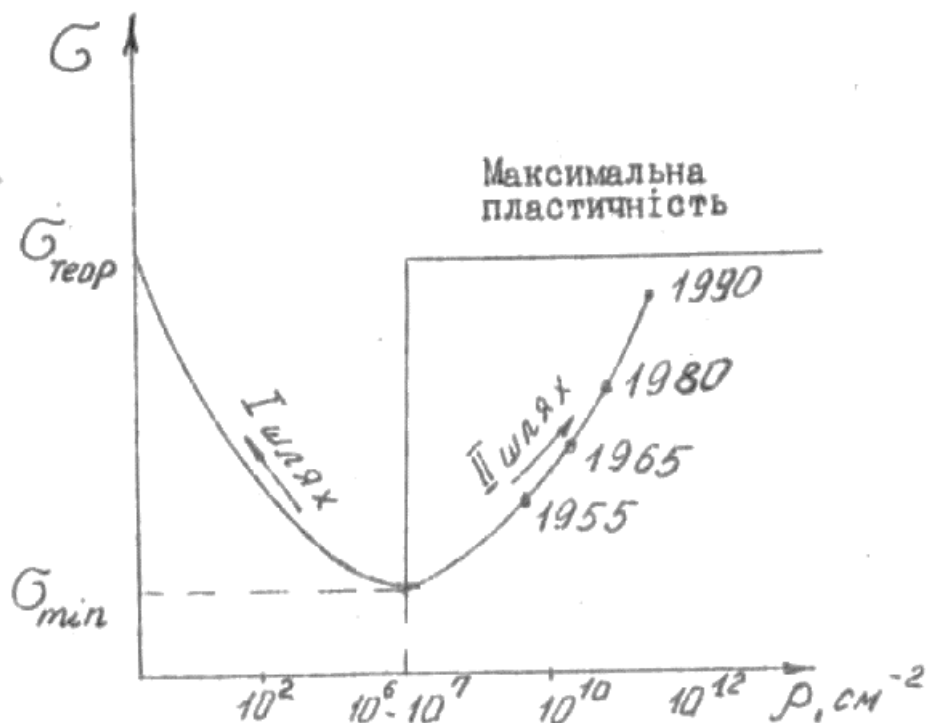


Рис.1. Крива Одінга – Бочвара

Наступними дослідженнями встановлено, що висока міцність металевих вусів визначається не низькою щільністю дислокацій у них, а малим діаметром. При збільшенні діаметра міцність вусів знижується прямо пропорційно квадрату діаметра.

Зміцнення металів інтенсивним накопиченням дислокацій та інших дефектів у кристалах, здійснюване на практиці механічною й термічною обробками, часто в поєднанні з легуванням для залізних та інших матеріалів дає нижчу міцність. Проте цей шлях ефективний у створенні промислових високоміцних матеріалів.

Уявлення про недосконалу будову кристалів, які розвиваються теорією дислокацій (дефектів), дали змогу пояснити, чому реальна міцність металів становить лише невелику частину теоретичної, і вказати ефективні способи підвищення їх міцності. Так, наприклад, до 1955 р., коли експериментально було виявлено дислокації, максимальна міцність залізних сплавів не перевищувала 2000-2500 МПа. З розвитком і впровадженням теорії дислокацій міцність сталей за десятиріччя вдалося підняти до 6000...6500 МПа, використовуючи термомеханічну обробку. Оцінки можливої границі міцності залізних сплавів, виконані під керівництвом акад. В.Н. Гриднєва, показали, що міцність сталей можна підняти до 8000...8500 МПа (внаслідок збільшення щільності дислокацій, диспергування зеленої і субзеренної структур та виділень другої фази). Термомеханічна обробка та швидкісне нагрівання також перспективні. Такі структури різко зменшують рухливість дислокацій.

З кривої Одінга – Бочвара видно, що для здобуття високої пластичності в кристали також необхідно вводити дефекти (дислокації), але щільність дислокацій повинна бути в межах  $10^6 \dots 10^7 \text{ см}^{-2}$ , тобто такою, коли вони мають велику рухливість і взаємодія їх невелика.

Таким чином, важливо вивчати природу і морфологію дефектів структури, процеси їх розмноження, накопичення, руху, взаємодії та розподілу в кристалах

# 1. ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ В МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ

Дефекти атомно-кристалічної будови, які спостерігаються в металічних кристалах, розподіляють на чотири типи залежно від їх розміру:

- а) точкові нульвимірні;
- б) лінійні одновимірні;
- в) поверхневі двовимірні;
- г) об'ємні тривимірні.

## 1.1. Точкові дефекти

До точкових нульвимірних дефектів належать вакансії, між вузлові атоми домішок. Розглянемо атомні схеми і морфологію цих дефектів (Рис. 1.1).

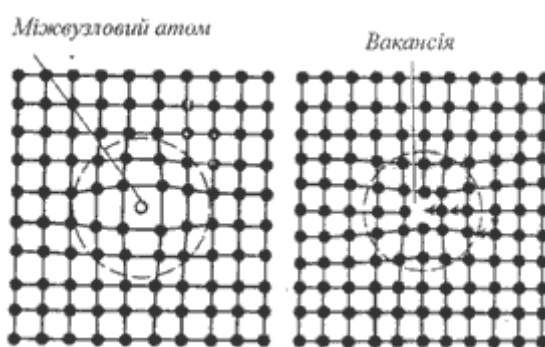


Рис. 1.1. Атомні схеми вакансій і міжвузлових атомів

Вакансії й міжвузлові атоми залежно від умов і походження можуть бути рівноважними (теповими) і нерівноважними. Рівноважні вакансії і міжвузлові атоми – це дефекти, необхідні кристалу при його нагріванні.

Для підтримання ідеального порядку в кристалах треба затратити енергію для збереження досконалого дальнього порядку.

Рівноважні вакансії і міжвузлові атоми утворюються в кристалах при підвищенні температури. При нагріванні теплова енергія підсилює коливальний рух атомів. Енергія між атомами розподіляється нерівномірно.

Атоми, які набувають великого запасу енергії можуть покидати регулярні місця (вузли) у кристалічній решітці.

Перехід атома з регулярного в нерегулярне положення у кристалічній решітці призводить до утворення парного дефекту – вакансія + міжвузловий атом. Цей механізм утворення точкових дефектів запропонував Я. Френкель.

Таким чином, у моделі Френкеля при кожному такому акті народжується і вакансія і міжвузловий атом.

Є й друга модель утворення вакансій, запропонована німецьким фізиком Шотткі. За механізмом Шотткі вакансії утворюються заковтуванням їх поверхнею кристала. Є дві можливості:

1) при випаровуванні поверхневих атомів у поверхневому шарі утворюються вакансії, які потім дифундують вглибину кристала;

2) атом, залишаючи поверхневий шар, не випаровується, а тільки виходить на поверхню і створює новий ультра поверхневий шар, а утворена вакансія заковтується потім кристалом.

Друга можливість реалізується легше, ніж перша.

Порівнюючи моделі Френкеля і Шотткі, слід відзначити, що енергетично процес утворення вакансій за Шотткі здійснюється легше, ніж за Френкелем (останній більш енергоємний).

Концентрація вакансій і міжвузлових атомів залежить від температури, тобто  $C_B = f(T)$ . Для кожної температури існує суворо визначена концентрація вакансій, яка визначається із співвідношення

$$C_B = \frac{n}{N} = A e^{\frac{-Q}{kT}}, \quad (1.1)$$

де  $n$ ,  $N$  – число відповідно вакансій і атомів;

$Q$  – енергія утворення вакансій.

Графіки зміни концентрації вакансій (теплових) залежно від температури (за Б. Чалмерсом) для міді показано на Рис. 1.2.



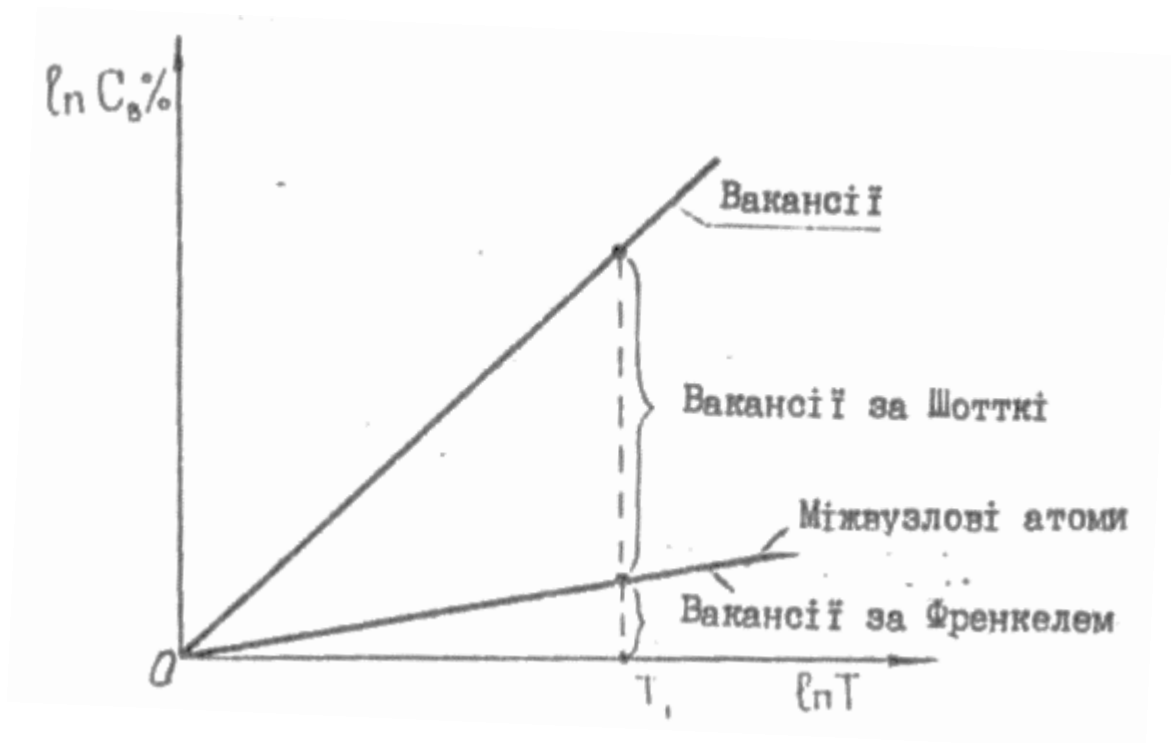


Рис.1.2. Графіки залежності концентрації вакансій (теплових) від температури

Для міді встановлено:

- 1) при  $1000^{\circ}\text{C}$   $C_{\text{В}}=10^{-4}\text{-}10^{-5}\%$ ,  $C_{\text{м.а.}}\sim 10^{-39}\%$ ;
- 2) при  $T_{\text{пл}}C_{\text{В}}= 10^{-2}\text{-}10^{-3}\%$ ,

де  $C_{\text{м.а.}}$  – концентрація міжвузлових атомів.

Ізотермічні умови характеризуються динамічною рівновагою між утворенням вакансій та їх зникненням. Де ж зникають надрівноважні вакансії?

У кристалах завжди є стоки вакансій, на яких осідають надрівноважні вакансії. Це дає змогу підтримувати динамічну рівновагу як в ізотермічних умовах, так і при охолодженні (це стосується і міжвузлових атомів). Стоками вакансій у металічних кристалах є дислокації, субмежі, та межі зерен, пори й тріщини, вільні поверхні кристалів.

Вакансії й між вузлові атоми – динамічні дефекти, здатні переміщуватися по кристалу. Рухомість вакансій значно більша, ніж міжвузлових атомів. Енергія руху вакансій приблизно в 2 – 3 рази менша за енергію їх утворення:

$$E_p = \frac{1}{2} - \frac{1}{3} Q_{\text{утв.вак.}} \quad (1.2)$$

Переміщення вакансії – основний механізм дифузії (наприклад, переміщення вакантного місця в кінозалі). У процесі руху вакансії можуть об'єднуватися, утворюючи дивакансії і комплекси вакансій. Дивакансії, які встановлено експериментально й теоретичними розрахунками, дифундують у 2 рази швидше, ніж поодинокі вакансії.

Рухомість трьох вакансій і більших за величиною комплексів набагато менша, ніж поодиноких. Ці комплекси характеризуються і більшою енергетичною стійкістю (Рис. 1.3).

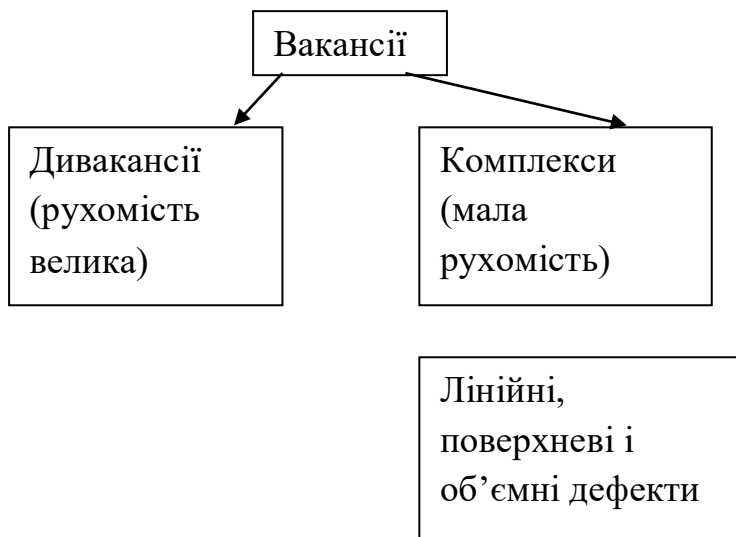


Рис. 1.3. Схема переміщення вакансій

Комплекси вакансій є джерелом дефектів інших видів: дислокацій при захопванні дисків; поверхневих – диски вакансій; об'ємних – утворення пор.

Утворення комплексів супроводжується зменшенням вільної енергії кристала (через зменшення ентропійного характеру), яка зменшується також і внаслідок взаємодії (анігіляції) вакансії і міжвузлового атому.

## *Поведінка вакансій при охолодженні*

Вакансія здійснює  $10^9$  перескоків за 1с ( $10^{13}$  коливань за 1с для атома). Таким чином, вакансія має і певний час осілого життя ( $\sim 10^4$  коливань). Для того щоб вакансія знайшла стік, потрібен час. При повільному охолодженні цей процес реалізується легше. При швидкому охолодженні частина вакансій, яка не встигає осідати на стоках, заморожується всередині кристалів.

Концентрація заморожених вакансій залежить від температури гартування, швидкості охолодження і типу решітки.

Оскільки в решітці при гартуванні утворюються надлишкові надрівноважні вакансії, то можливе й додаткове викривлення структури і зміцнення металічних кристалів.

Джерелом надлишкових вакансій і міжвузлових атомів є така обробка:

- 1) термічна (найефективніша – гартування);
- 2) пластична деформація (на 1% деформації утворюється  $10^{-5}$  вакансій);
- 3) фізичні дії (опромінення частинками великих енергій). Опромінення технічного заліза (70 – 80 од.  $H_V$ ) протягом тижня збільшує його твердість до 400...450 од.;
- 4) хімічні реакції (наприклад, утворення  $TiO_2$  супроводжується утворенням 15% вакансій у решітці – фази віднімання).

Точкові дефекти викривляють атомно-кристалічну структуру металів так:

- 1) вакансії зменшують середні відстані  $R$  між атомами в решітці;
- 2) між вузлові атоми збільшують середні відстані між атомами в решітці;
- 3) атоми домішок заміщення збільшують або зменшують  $R$ ;
- 4) атоми домішок упровадження збільшують  $R$ .

Викривлення від усіх точкових дефектів локалізуються в основному біля місця дефекту. Найбільші викривлення бувають у сусідніх атомів. На другій координації (подвійній міжатомній відстані) вони значно менші (є сліди деформації), а на третій – практично відсутні.

Викривлення від вакансій та інших дефектів зменшуються прямо пропорційно відстані в кубі.

### *Атоми домішок*

У металах завжди є атоми домішок. Їх можна поділити на два типи: супутні (випадкові) і легуючі (вводять спеціально). Супутні домішки нерідко бувають шкідливими, від яких необхідно звільнитися або які треба нейтралізувати, зв'язуючи у хімічні сполуки.

Атоми домішок розчиняються в металах способом заміщення або впровадження (Рис. 1.4). Потрапляючи до решітки металічних кристалів, атоми домішок викривляють її. Викривлення решітки тим більше, чим більша геометрична невідповідність атомних діаметрів домішок і основного металу. Викривлення зменшується за законом:

$$\Delta_{\text{в.д.ат.}} = \frac{1}{r^3} \quad (1.3)$$

Крім геометричного фактору, на властивості металів значно впливає і фізико-хімічна взаємодія атомів домішки (Б) і основного металу (А). Атоми мають складну природу: домішки віддають свої валентні електрони у спільну електронну хмару, беруть участь у створенні зв'язків між атомами, ускладнюють характер цих зв'язків, посилюючи чи послаблюючи їх, можуть створювати нові зв'язки. (Типи зв'язків розширюються: системи А-Б – А-А, А-Б, Б-Б, для системи А-Б-В ще складніші). Наприклад, напівпровідники – домішки міді; легування сталей і сплавів.

Атоми домішки перебувають у постійному русі, взаємодіють з іншими дефектами: вакансіями, дислокаціями, межами блоків, субзерен і зерен тощо.

Наприклад, вакансія + атом домішки рухаються швидше, ніж атом домішки; навколо дислокацій можуть створюватись атмосфери, збагачені атомами домішок (атмосфери Коттрелла, Судзукі); сегрегації на межах та ін.

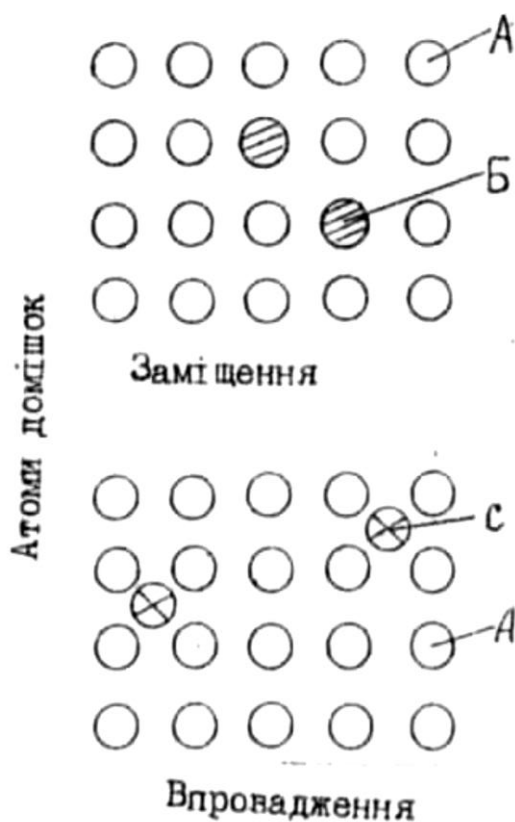


Рис. 1.4. Атомні схеми розчину атомів домішок

## 1.2. Лінійні дефекти

Лінійні дефекти у двох вимірах малі (сумірні з розмірами атомів), а в третьому значно більші (їх розмір може бути сумірний з довжиною кристала). До лінійних дефектів належать дислокації, ланцюжки вакансій і міжвузлових атомів.

*Дислокації* належать до нерівноважних дефектів кристалічної решітки. Це один з найважливіших видів недосконалостей у кристалах. Дислокації за своєю природою дуже відрізняються від інших дефектів. Теорія дислокацій почала інтенсивно розвиватися після робіт Орована, Полянї, Тейлора, які ввели поняття про дислокації, щоб пояснити невідповідність між наявною і теоретичною міцністю на зсув і описати механізм ковзання при пластичній деформації металів.

Згодом теорія дислокацій широко розвинулась і стала використовуватись для аналізу питань міцності і пластичності, кристалізації, фазових і структурних змін у твердому стані та інших проблем сучасного металознавства.

Прості дислокації бувають двох основних типів: крайова і гвинтова. Решта типів криволінійних (змішаних) дислокацій є комбінацією цих двох.

*Крайова дислокація* – дефект у вигляді недобудованої (незакінченої) атомної площини в кристалі. Схематично вона показана на Рис. 1.5 (а, б).

Цю дислокацію можна дістати незакінченим зсувом однієї частини кристала відносно іншої. Зсув, який викликає утворення крайової дислокації, напрямлений перпендикулярно до самої дислокації. Цей напрям називають вектором зсуву, або вектором Бюргерса. Щоб крайова дислокація рухалася, треба докласти зусилля перпендикулярно до самої дислокації. Вектор зсуву крайової дислокації збігається з напрямом її руху.

*Гвинтова дислокація.* Поняття про неї ввів Бюргерс у 1939 р.

Гвинтова дислокація утворюється при надрізанні кристала і зсуві його на одну міжатомну відстань. Атомні площини закручуються (видно при обході по периметру) навколо лінії *АВ*, яка і є гвинтовою дислокацією (Рис 1.5, в).

Зсув, викликає утворення гвинтової дислокації, напрямлений паралельно самій дислокації, тобто вектор Бюргерса паралельний лінії гвинтової дислокації. Її рух здійснюється перпендикулярно до самої себе.

Таким чином, вектор Бюргерса завжди нормальний до лінії крайової дислокації і паралельний лінії гвинтової дислокації.

Вектор Бюргерса однаковий вздовж усієї лінії дислокації, тобто є інваріантом дислокації. Дислокація може обриватися тільки на межі кристала. Її обрив усередині кристала неможливий.

Усередині кристала дислокація може утворювати петлі або зустрічатися з іншими дислокаціями, утворюючи вузли у точці зустрічі, а також виходити за межі розділів.

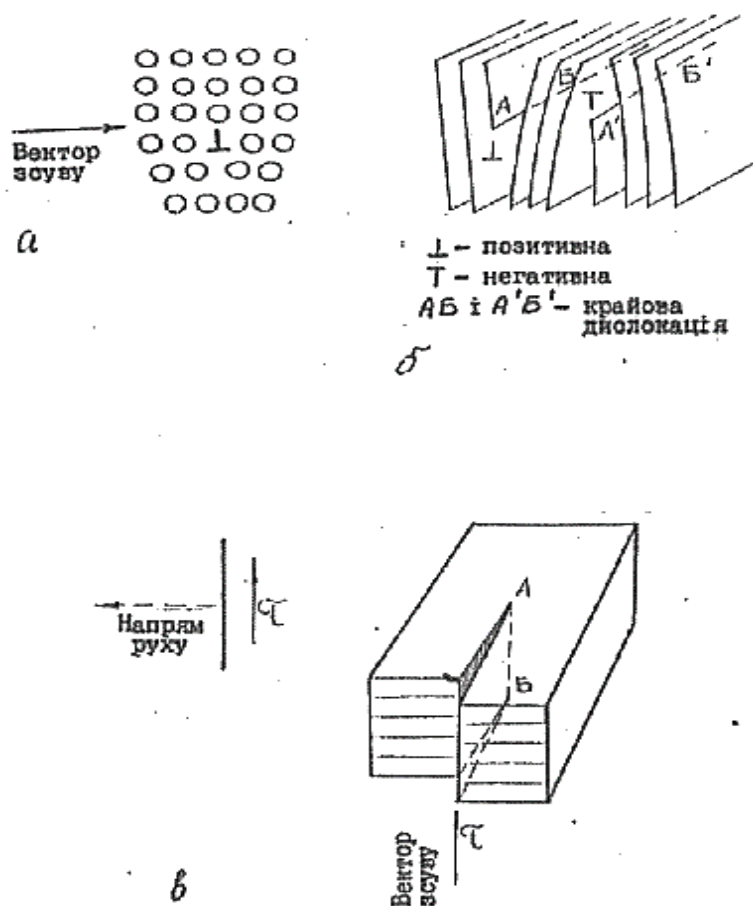


Рис. 1.5. Дислокації: а – крайова; б – позитивна і негативна; в – гвинтова

Дислокації виявляються за фігурами травлення на шліфах. Ямки травлення з'являються в місцях перетину дислокацій із площиною шліфа. Дислокації виявляються також на мікрофотографіях, здобутих на електронних мікроскопах при просвічуванні електронами тонких фольг металів.

Дислокації викривлюють розміщення атомів у кристалічній решітці. У ядрі дислокації викривлення максимальні. Зона навколо ядра – пружно-деформована. Вид дефекту – дислокаційна трубка. Зона викривлень навколо дислокацій поширюється на дві-три атомні координації для ОЦК-металів і шість - вісім атомних координацій – для ГЦК-металів. Ця різниця зумовлена особливостями упаковки атомів.

Крайова дислокація викликає більші зміщення, ніж гвинтова, що зумовлено різницею полів напруження навколо крайової і гвинтової дислокацій.

Викривленість решітки навколо дислокацій можна оцінити із співвідношення

$$\Delta_{\perp} = \frac{1}{r}, \quad (1.4)$$

тобто вона поширюється значно далі, ніж утворювана вакансіями і міжвузловими атомами.

Дислокації – рухливі дефекти. Крайова дислокація прив'язана до своєї площини ковзання і рухається в напрямі вектора Бюргерса. Гвинтова дислокація не прив'язана до своєї площини ковзання і може переходити на інші площини.

Розрізняють два способи руху дислокацій:

- а) ковзання (консервативний),
- б) переповзання (неконсервативний).

У першому випадку ковзання здійснюється під дією прикладеного напруження, а в другому – прикладеного напруження і доставки вакансій і міжвузлових атомів. Для крайової дислокації площина ковзання зберігається при ковзанні і не зберігається для неконсервативного руху (Рис. 1.6).

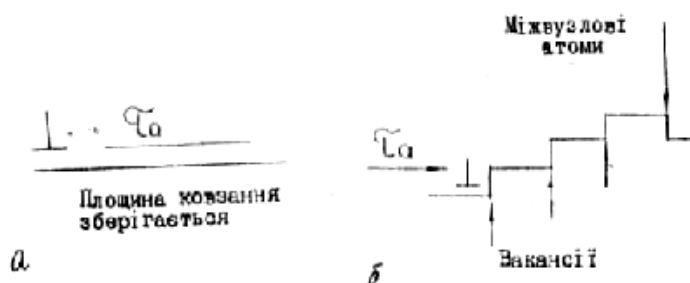


Рис.1.6. Схема руху крайових дислокацій:

- а – ковзанням;
- б – переповзанням



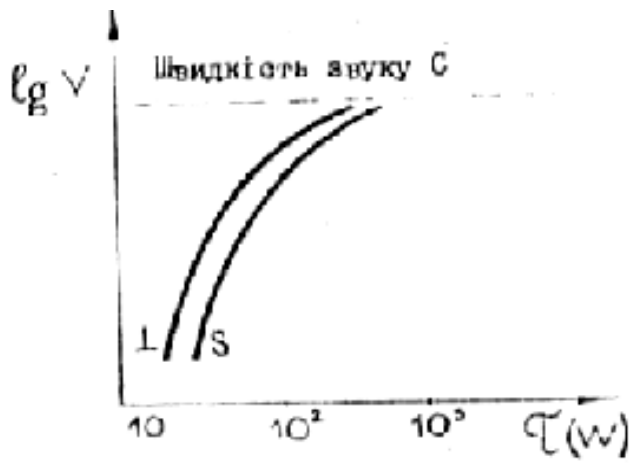


Рис. 1.7. Криві залежності логарифма швидкості дислокацій від напруження для NaCl і LiF для дислокацій: L – крайової; S – гвинтової

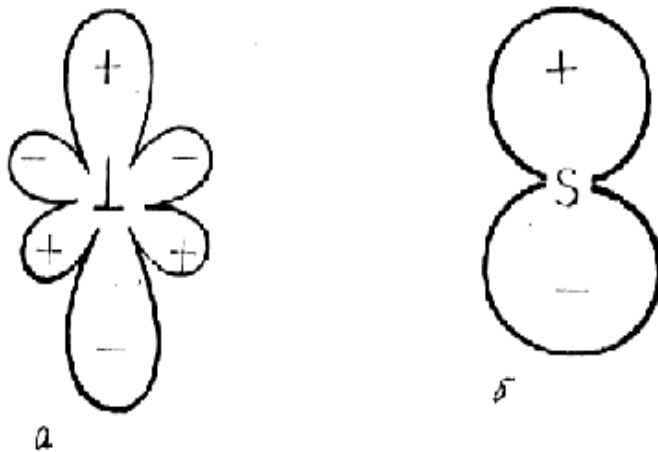


Рис. 1.8. Вигляд полів напружень навколо крайових (а) і гвинтових (б) дислокацій

Для гвинтової дислокації:

- а) при ковзанні під дією прикладеного напруження площина ковзання може змінюватись;
- б) при взаємодії гвинтової дислокації з вакансіями і міжвузловими атомами та дії прикладеного напруження вона перебудовується в гелікоїдальну перпендикулярну і з'являється крайова компонента.

Швидкість руху дислокацій змінюється в дуже широкому діапазоні залежно від прикладеного напруження, температури та інших факторів. Ця теорія розроблена слабо. Загальний характер залежності швидкості ковзання дислокації  $V$  від дотичного напруження  $\tau$  і температури  $T$  описується формулою:

$$V = V_0 - e^{-\frac{A}{\tau T}}, \quad (1.5)$$

де  $A, V_0$  – константи матеріалу.

За даними Гілмана:

$$V = V_0 - e^{-\frac{\tau_0}{\tau}} \quad (1.6.)$$

Він вважає, що це найпростіша функція, яка досить добре узгоджується з експериментальними даними.

Швидкість руху дислокації можна виразити і через її енергію  $W$ :

$$V = V_0 - e^{-\frac{W}{kT}} \quad (1.7)$$

Криві залежності логарифма швидкості руху дислокацій від прикладеного напруження для NaCl і LiF зображено на Рис. 1.7.

Зі збільшенням  $\tau$  швидкість дислокацій різко зростає.

Максимальна швидкість дислокацій близька до швидкості звуку, тобто  $V \sim C$ . При однакових напруженнях швидкість руху крайових дислокацій більша, ніж гвинтових (приблизно в 10 разів).

Подібні залежності справедливі і для кременистого фериту. Поля напружень навколо дислокацій дуже впливають на характер їх взаємодії між собою і з атомами домішок. Вид полів напружень навколо крайових і гвинтових дислокацій показано на Рис. 1.8. За характером вони дуже різні. Це позначається на їх взаємодії між собою та є іншими дефектами.

При взаємодії лінійних дислокацій сили притягання діють при  $b_1 b_2 < 0$ , а сили відштовхування  $b_1 b_2 > 0$ . За характером це подібне до кулонівської взаємодії: - с - відштовхування; + с + відштовхування; + с - притягання.

Сила взаємодії між двома гвинтовими дислокаціями, які віддалені на відстань  $r$ :

$$F = \frac{G b_1 b_2}{2 \pi r} \quad (1.8)$$

Взаємодія двох крайових дислокацій за характером більш складна. Вона визначається двома силами: радіальною ( $F_r$ ) і тангенціальною ( $F_\theta$ ):

$$F_r = \frac{G b_1 b_2}{2 \pi (1-2\mu) r} \quad (1.9)$$

$$F_{\theta} = \frac{G b_1 b_2}{2 \pi (1-2\mu)} \frac{\sin 2 \theta}{r}, \quad (1.10)$$

а результуюча в площині ковзання

$$\frac{G b_1 b_2}{2 \pi (1-2\mu)} \frac{x (x^2 - y^2)}{(x^2 - y^2)^2} \quad (1.11)$$

При взаємодії дислокації з вакансіями дислокація, поглинаючи вакансії, може викривлятися, змінювати свою форму.

Взаємодія дислокацій має велике значення для кінцевого формування дислокаційної структури. Утворення порогів, анігіляція, вибудовування дислокацій у сітку, утворення точкових дефектів і бар'єрних дислокацій – усі ці процеси визначаються взаємодією дислокацій.

Схему взаємодії дислокацій різних і одного знаку зображено на Рис. 1.9. При взаємодії пересічних крайових дислокацій ( $\alpha = 90^\circ$ ) у місці перетину утворюється поріг з ділянкою гвинтової дислокації.

*Сегрегація домішок на дислокації.* Навколо дислокацій локалізуються ділянки з розтягуючими і стискуючими напруженнями. У розтягнутих ділянках внаслідок взаємодії дислокації з домішками частіше осідають домішки заміщення більшого розміру, ніж основного металу, що знижує надлишкову енергію, пов'язану з дислокаціями. У розтягнутих ділянках осідають переважно домішки впровадження. У ділянках стиснення осідають атоми заміщення меншого розміру, ніж атоми основного металу. В результаті навколо дислокації можуть утворитися атмосфери домішкових атомів.

Дислокації сильніше взаємодіють з домішками впровадження. Енергія зв'язку дислокацій з домішками впровадження  $E_{зв.впр} = 0,5-0,6$  еВ, енергія з домішками заміщення дорівнює  $0,05-0,1$  еВ.

Енергія взаємодії вакансій з дислокаціями дорівнює близько  $0,40$  еВ. Домішки, осідаючи на дислокаціях, утворюють атмосфери Коттрелла (ланцюжок атомів вздовж краю екстра площини). Упорядковане розміщення атомів упровадження навколо дислокації називають атмосферою Снука.

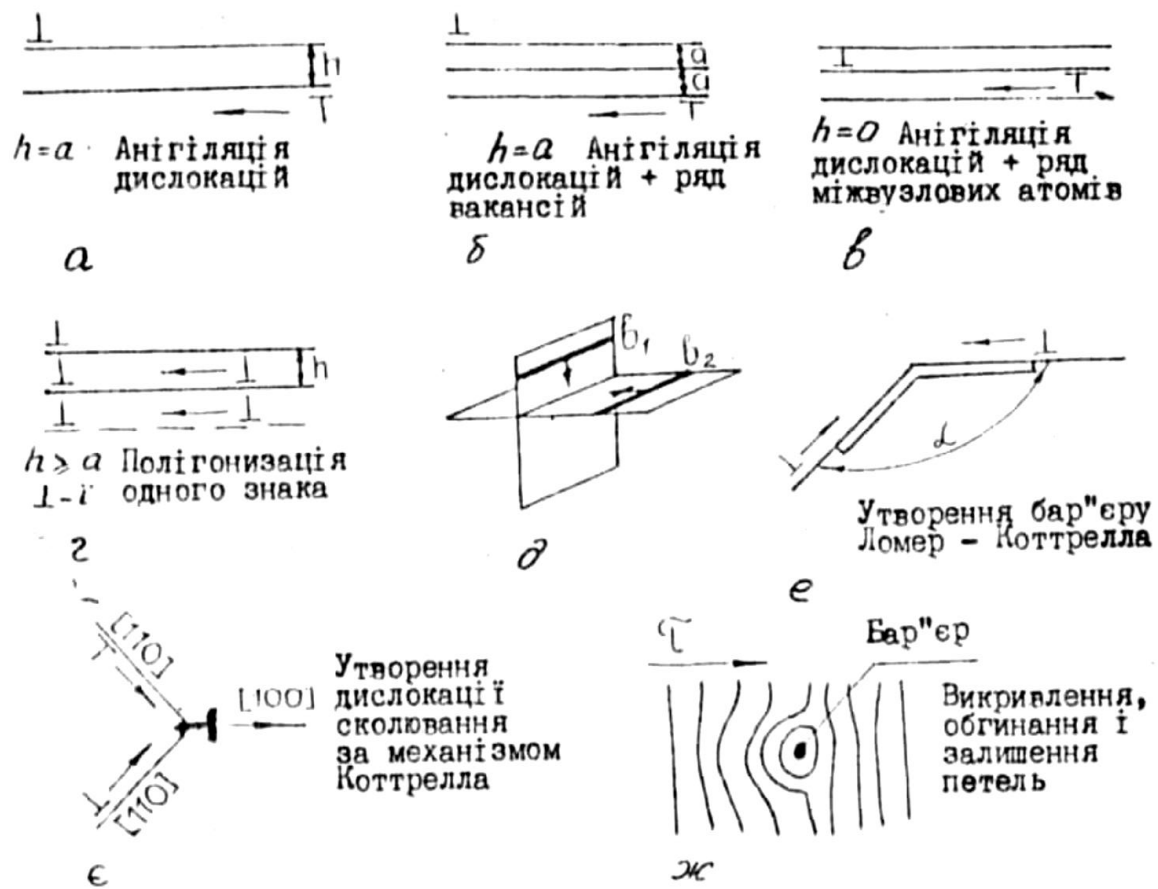


Рис.1.9. Взаємодії дислокацій

Дислокація може рухатись з атмосферою і відриватися від неї, а потім знову декоруватися нею. Напруження відривання велике. Джерела дислокацій різноманітні. У досконалому кристалі вони зароджуються важко ( $\tau = G/10 - G/20$ , що близько до теоретичного напруження зсуву).

У реальних кристалах генерування дислокацій може здійснюватися при напруженнях у 100–1000 разів менших за  $G$ . Найбільш визнані джерела Франка – Ріда (Рис. 1.10). Ефективними джерелами можуть бути межі зерен, неметалічні включення, карбіди, самі дислокації.

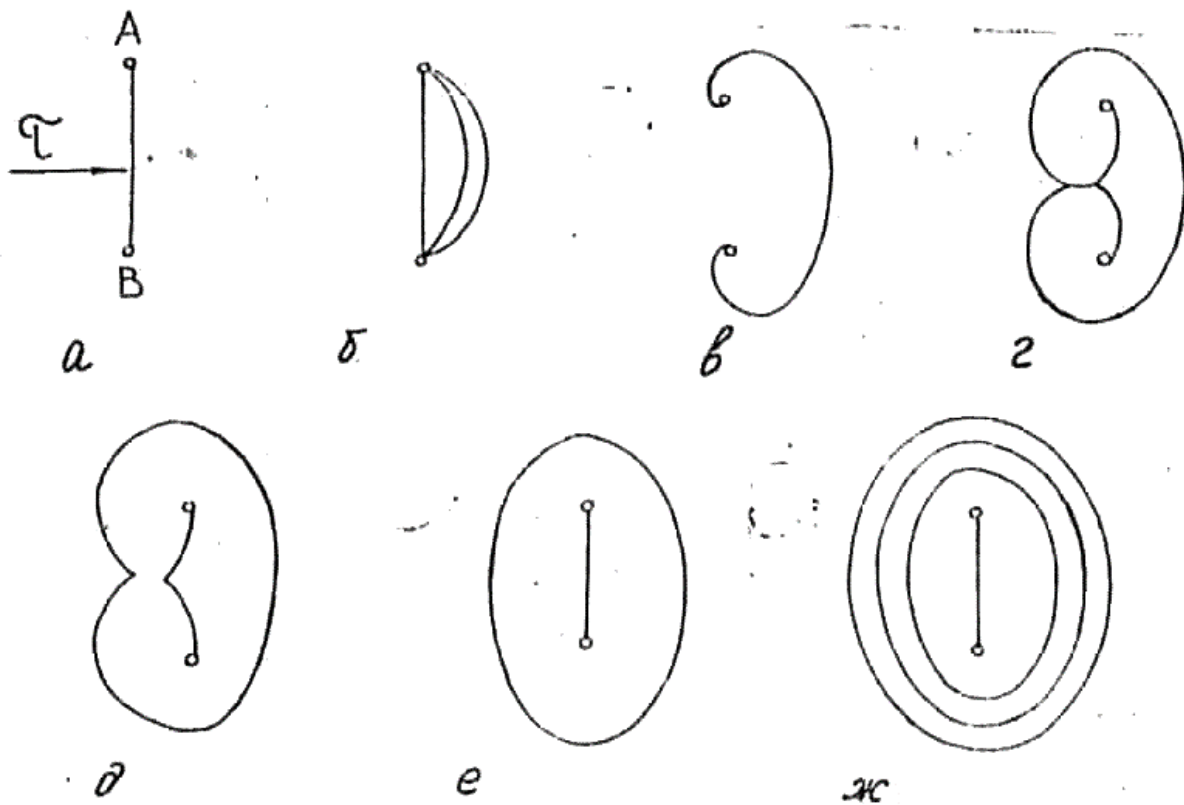


Рис. 1.10. Схема джерела Франка-Ріда

### 1.3. Поверхневі дефекти

Поверхневі дефекти – двомірні. У них два розміри значно більші за третій. До поверхневих дефектів належать вільні поверхні кристалів, межі блоків, субзерен і зерен, міжфазні границі тощо.

На вільних поверхнях кристалів поверхневі атоми мають ненасичені зв'язки. Активність поверхні визначається її шорсткістю, наявністю сходинок, виходів дислокацій, тріщинок, канавок (Рис. 1.11).

Атоми поверхні здатні приєднувати атоми з навколишнього середовища (свої і чужі), утворюючи адсорбційні шари. Вільна поверхня не завжди гладенька (з атомної точки зору). Поверхню кристалів можна активувати. Гладенькі поверхні малоактивні.

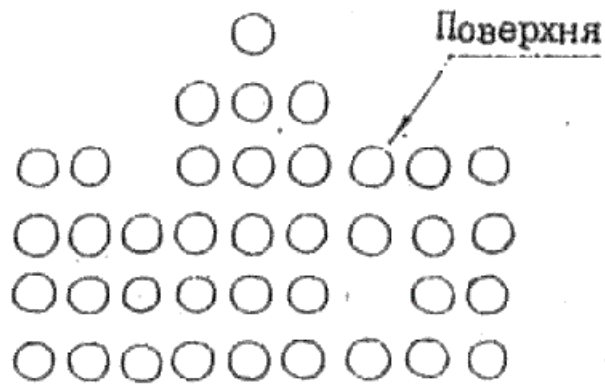


Рис. 1.11. Вільна поверхня кристалів

Кристалічні тіла бувають моно- і полікристальні. Монокристалльні характеризуються певною структурою, складаються з блоків і субзерен. У блоках і субзернах атома розміщені у закономірному порядку. Він порушується на стиках блоків і субзерен. Їх межі складаються із сукупності дислокацій, які розташовуються певним чином (з'ясовано по ямках травлення і на фользі на просвіт). На межі блоків щільність дислокацій менша, ніж на субмежах. Це визначає різницю в ступені разорієнтації блоків і субзерен. Кути разорієнтації блоків не перевищують  $20-30'$ , а субзерен – досягають  $1-20^\circ$  (Рис. 1.12).

Легко зрозуміти, що чим більший кут утворюють між собою сусідні блоки, тим меншою має бути відстань між дислокаціями в межі. Поділ на блоки і субзерна – умовний (вони відрізняються лише щільністю і розміщенням дислокацій на межах).

У полікристалах, крім цих дефектів, є ще межі зерен. Межі розділяють ділянки кристалічного тіла, повернуті одна до одної на великий кут. Структура меж складна. Нерідко її уявляють як амортизований шар. На межах зерен концентруються вакансії, дислокації, атоми домішок, мікропорожнечі.

Природа меж, їх будова в останні роки інтенсивно вивчаються. Межі зерен за структурою поділяють на два типи:

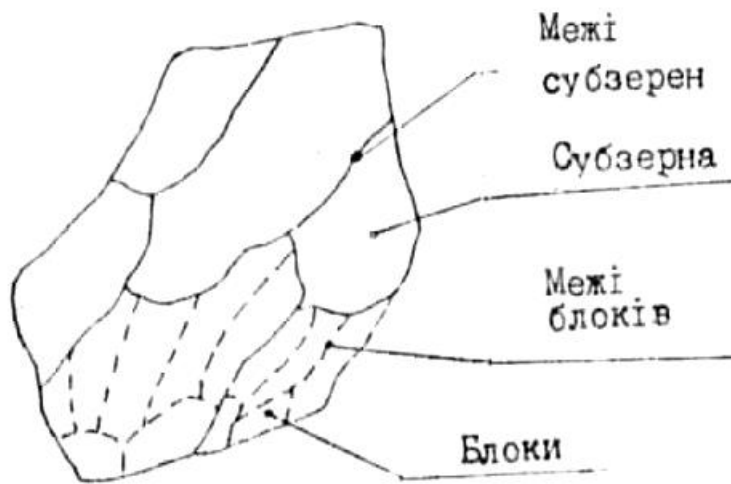


Рис. 1.12. Структура кристала, який складається з блоків і субзерен

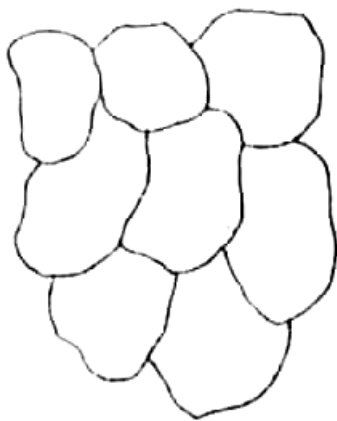


Рис. 1.13. Нормальні межі (кути разорієнтації зерен  $>15^\circ$ )

- 1) дислокаційні, які складаються з рядів і сіток дислокацій. Їх структура може сильно відрізнятись; кути разорієнтації зерен при таких межах досягають  $10\dots15^\circ$ . Щільність дислокацій на них значно вища, ніж на субмежах, тобто вони мають пухкішу будову. Дислокаційні межі неширокі, від двох-трьох до десяти атомних рядів (шарів);
- 2) нормальні, з кутами разорієнтації зерен більш  $15^\circ$ . Дефектність їх значно більша, ніж дислокаційних меж. Нормальні межі – багатошарові, їх товщина коливається в широкому діапазоні (від 10 до  $10^5$  Å). На нормальних межах концентруються вакансії та атоми домішок. Їх будова пухка (Рис. 1.13). Нормальні межі травляться легше ніж дислокаційні.

При кристалізації межі формуються останніми. Вони є уловлювачами домішок (особливо шкідливих). Це ділянки сильної ліквідації.

Двійникові межі утворюються при двійнику ванні. Їх структура наближається до дислокаційних і субзеренних.

Двійникові межі поділяють на когерентні, напівкогерентні і некогерентні. Останні близькі до нормальних за своєю поведінкою. Щільність дислокацій на двійникових межах неоднакова і змінюється залежно від умов їх утворення.

На практиці широко застосовуються різні методи подрібнення блочної, субзеренної і зеленної структур. З подрібненням структури збільшується протяжність меж розподілу різного типу, що приводить до значного збільшення щільності дислокацій. Подрібнення елементів зеленної структури по різному впливає на підвищення міцності:

- а) зеренної структури – в 1,5–2 рази;
- б) субзеренної – в 2–4 рази;
- в) блочної – в 3–8 раз (Рис. 1.14).

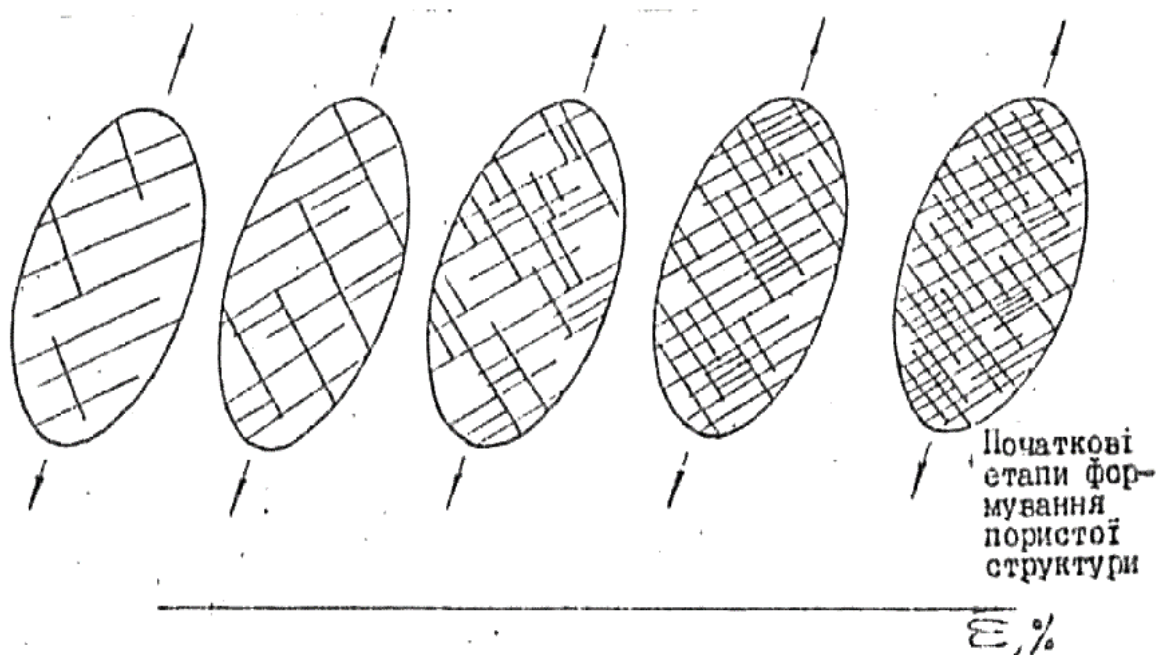


Рис.1.14. Формування пористої структури

Останнім часом багато уваги приділяється формуванню комірчастої деформаційної та інших типів дислокаційних структур, у яких дислокації утворюють двомірні дефекти (сітки типу батуту). Такі сітки утруднюють рух дислокації і добре чинять опір впливу скупчень дислокацій. За допомогою



дислокаційних сіток можна суттєво змінювати структуру і властивості металів і сплавів, формувати структури при різних способах обробки, зокрема, при термомеханічній обробці.

Межі – рухомий дефект. Вони рухаються під дією напружень, температури тощо. Структура меж змінна, може ускладнюватись і спрощуватись аж до їх розсіпання і поділу на простіші складові.

#### 1.4. Об'ємні дефекти

Об'ємні дефекти – тривимірні. До них належать мікропори усадочного і дифузійного походження, мікротріщини різного типу (Рис. 1.15), об'ємні скупчення дислокацій. Нерідко до об'ємних дефектів відносять і неметалеві включення.

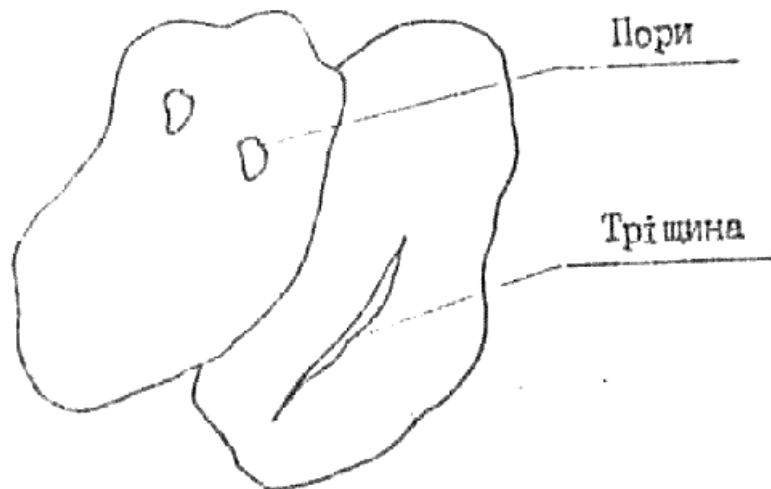


Рис. 1.15. Об'ємні дефекти

Мікропори найчастіше мають рівновісну або близьку до неї форму, мікротріщини – щілиновидну. Мікронесуцільності можуть бути заповнені газом.

Мікротріщини найнебезпечніші. На гострих кромках створюються напруження великої концентрації, котрі викликають ріст тріщин і руйнування

кристалів. Інґліс (1913 р.) показав, що будь-який отвір, надріз у матеріалі створює в ньому місцеве підвищення напружень. Його величина залежить тільки від форми отвору (надрізу). Концентрація напружень на кінчику еліптичної тріщини виражається наближеною формулою:

$$K = 1 + 2\sqrt{L/R}, \quad (1.12)$$

де  $L$ ,  $R$  – відповідно напівдовжина і радіус її кінчика тріщини.

У гострого надрізу коефіцієнт концентрації напружень більший, ніж у круглого отвору.

При  $R = 1 \text{ \AA}$  і  $L = 10000 \text{ \AA}$  біля кінчика тріщини створюється напруження концентрації, яка дорівнює  $\sigma_{\text{теор}}$ .

Неметалічні включення суттєво відрізняються за своєю природою і властивостями.

Неметалічні включення шкідливі, вони знижують міцність і пластичність металів і сплавів. Ефект їх неоднаковий. Найменш шкідливі – міцні, а потім пластичні; найбільш шкідливі – крихкі.

На закінчення слід відзначити, що вказані дефекти здатні взаємодіяти й перероджуватись:

точкові ↔ лінійні ↔ поверхневі ↔ об'ємні.

## **2. МІЦНІСТЬ І ПЛАСТИЧНІСТЬ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ**

### **2.1. Типи деформацій і критерії деформованості металів.**

#### **Природа границі текучості**

Здатність металів деформуватися і зміцнюватися при пластичній деформації – найважливіша властивість, яка визначає формозмінність і зміцнення металів під дією зовнішнього навантаження. Міцність і пластичність тісно пов'язані між собою. Збільшення границь міцності, текучості і твердості в результаті наклепу (деформаційного, трансформаційного тощо) супроводжується зменшенням пластичності.

Цей зв'язок розглядався при аналізі кривої Одінга – Бочвара. Досконалі кристали, що мають міцність, близьку до теоретичної, мають і винятково високий опір пластичній деформації. У кристалах – вусах заліза вона настає лише після 4 – 5%-ї пружної деформації. Пластичне деформування зростає із введенням дефектів (дислокацій) у решітку кристалічних тіл. Максимальна пластичність відповідає мінімальній міцності (Рис. 1). Подальше накопичення дефектів підвищує міцність і збільшує опір пластичній деформації. Крива лише якісно характеризує основні способи здобуття високоміцних і високопластичних матеріалів. Вона не дає уявлення про оцінку критеріїв пластичності.

Міцність і пластичність металів і сплавів залежать, як відомо, від багатьох факторів (типу структури, міцності міжатомного зв'язку, чистоти металу, хімічного складу, умов затвердіння і наступних обробок, умов напруженого стану, швидкості деформування тощо). Велике значення мають дефекти (дислокації).

На практиці найчастіше користуються кривими деформації при розтяганні, вигині, крученні та інших видах деформації (Рис. 2.1) і загальною картиною структурних змін при механічних діях.



Рис. 2.1. Крива деформації

Оцінюючи пластичність, користуються різними критеріями. Підхід до вибору критеріїв пластичності неоднаковий. У цьому легко переконатися, якщо взяти, наприклад, механіків і пластичників. У механіків, конструкторів, спеціалістів з опору матеріалів основними є границя пропорційності ( $\sigma_p$ ) і границя текучості ( $\sigma_{T0,01}$ ,  $\sigma_{T0,02}$ ,  $\sigma_{T0,0001}$ ,  $\sigma_{T0,02}$ ), тобто насамперед їх цікавить поведінка металевих матеріалів у пружній області; залишкові деформації мають бути мінімальними, що забезпечує надійність та безаварійність служби деталей машин і конструкцій.

Спеціалістів з обробки металів тиском цікавить запас (ступінь) пластичності – здатність деформуватися пластично (без руйнування), що визначає формозмінність металу при обробці тиском. Їх цікавить і характер зміцнення – воно мусить бути невеликим (до цього вони прагнуть, підвищуючи температуру і швидкість деформації).

За критерій здатності до деформації часто беруть границю текучості ( $\sigma_T$ ).

За здатністю до деформації метали можна поділити на два типи:

- 1) м'які (ГЦК і частково ГЦУ – базисне ковзання);
- 2) тверді (ОЦК, ГЦУ – небазисне ковзання, іонні кристали, Рис. 2.2).

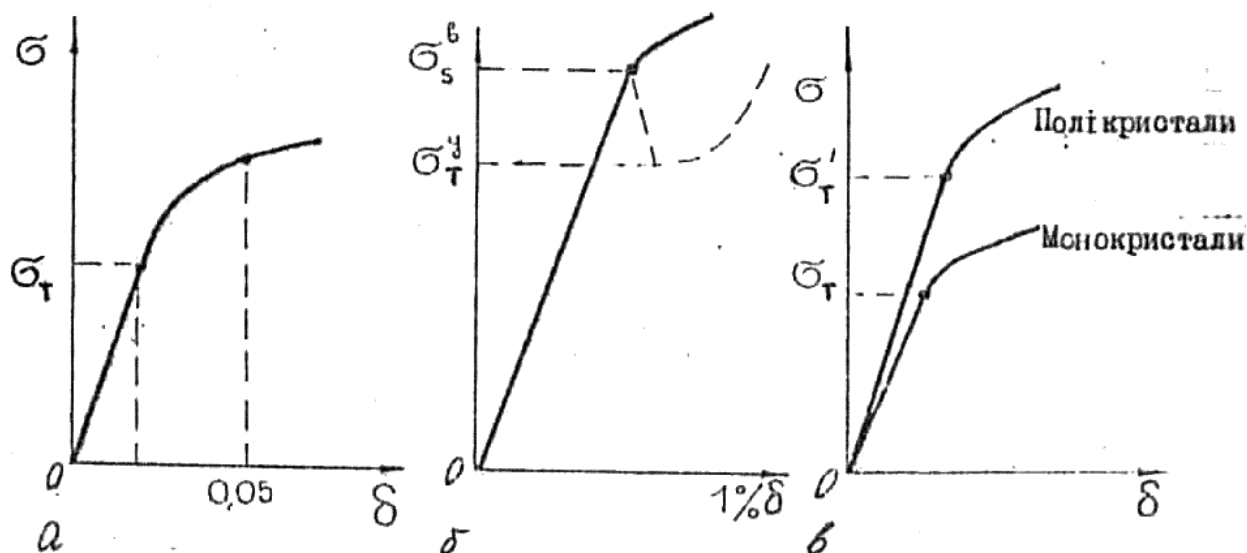


Рис. 2.2. Криві деформації для матеріалів різної міцності

М'які метали мають плавну границю текучості (Рис. 2.2, а) і починають пластично деформуватися при  $10^{-5}G$ , тобто близько 1 МПа для монокристалів (Cu, Al, Au тощо).

Тверді метали (монокристалні) деформуються пластично при значно більшому  $\sigma$  (близько 10 МПа) і на кривій часто з'являється зуб текучості (при наявності домішок впровадження, особливих умовах деформації і розвитку двійникування (Рис. 2.2, б).

Полікристали і м'яких і твердих металів починають деформуватися при великих напруженнях внаслідок ефекту взаємного блокування зерен через різну їх орієнтацію. Ефект взаємного блокування підвищує границю текучості і суттєво впливає на розвиток деформації в кристалах. Ефект взаємного блокування безперервно змінюється у процесі пластичної деформації. Це позначається на неоднорідності й неодночасності пластичної деформації, зміцнення та руйнуванні металів.

З подрібненням зерна границя текучості підвищується. Крупнозернисті матеріали починають деформуватися при менших  $\sigma_T$ , ніж дрібнозернисті, але коефіцієнт зміцнення у перших більший (Рис.2.2, в). Звичайно криві

напруження – деформація полікристалів лежать між кривими, які характеризують деформацію монокристалів різних орієнтацій.

При деформації полікристалів велике значення мають тип упаковки решітки, межі зерен і домішки. Зі збільшенням протяжності меж зерен і забрудненості металу домішками значення  $\sigma_s$  підвищується.

При аналізі границі текучості полікристалів (у металах і сплавах) треба окремо розглядати опір рухові дислокації всередині зерен і передачу деформації від зерна до зерна. Обидва ці фактори в сумі визначають границю текучості  $\sigma_T$  і характеризують дію типу решітки, наявності домішок і меж зерен. Залежність  $\sigma_T$  від діаметра зерен підпорядковується рівнянню Петча, яке дістали експериментом та обчисленням:

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + K_{yt}d^{-1/2}, \quad (2.1)$$

де  $\sigma_{T0}$  – опір рухові дислокацій у зерні;

$K_{yt}$  – параметр, який характеризує опір пластичної деформації за рахунок меж зерен.

Для м'яких і твердих металів  $\sigma_{T0}$  неоднакова через різницю кристалічної структури.

Для ГЦК – металів  $\sigma_{T0} \approx 0,1\sigma_T$ , а для ОЦК – металів – до  $0,5\sigma_T$ .

Параметр  $K_{yt}$  залежить від протяжності і природи меж зерен. Ускладнення структури меж зерен, декорування їх домішками і включеннями іншої фази різко підвищують опір рухові дислокацій через межу зерен. Залежність типу Петча виявлена і для субзеренної структури (Рис. 2.3).

На границю текучості металів впливає не тільки тип решітки і наявність домішок (Рис. 2.4), а і легування, температура і швидкість деформації. Перевагу віддають звичайно ГЦК-металам. Вони плавно деформуються, менше схильні до крихкого руйнування, мають високу пластичність, але швидко зміцнюються.

*Вплив домішок на границю текучості ( $\sigma_m$ ).* Домішки, як і легуючі добавки, підвищують границю текучості. Природа їх впливу складна. Домішки призводять до викривлення кристалогеометричної і зміни електрохімічної

структури. Це проявляється у збільшенні  $\sigma_T$  та інтенсивності деформаційного зміцнення.

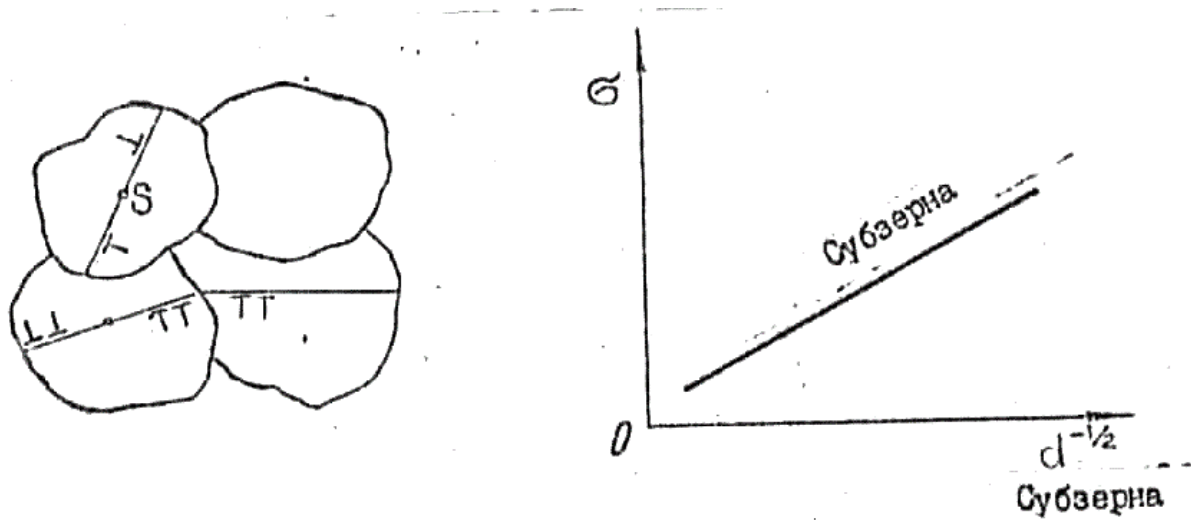


Рис. 2.3. Графік залежності типу Петча для субзерної структури

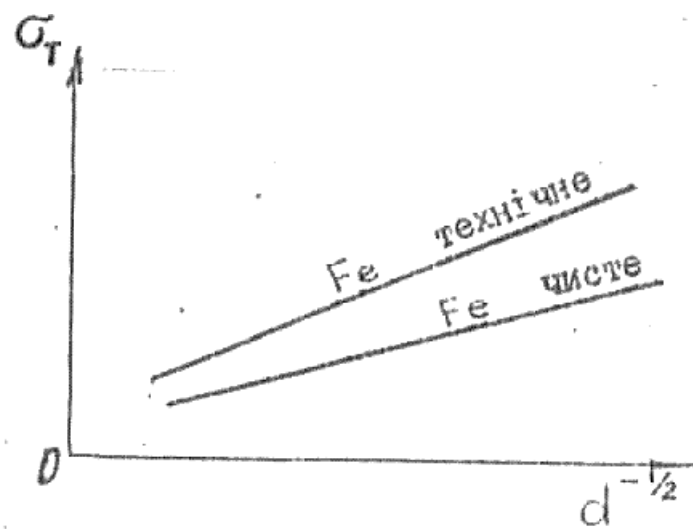


Рис. 2.4. Графіки залежності границі текучості від наявності домішок

Розрізняють легування домішками заміщення і впровадження. Ефективність їх неоднакова. Наприклад, на міді ефект легування домішками заміщення можна простежити за кривими деформації (Рис. 2.5, а) і залежно від вмісту легуючої добавки – за графіками, зображеними на Рис. 2.5,б.

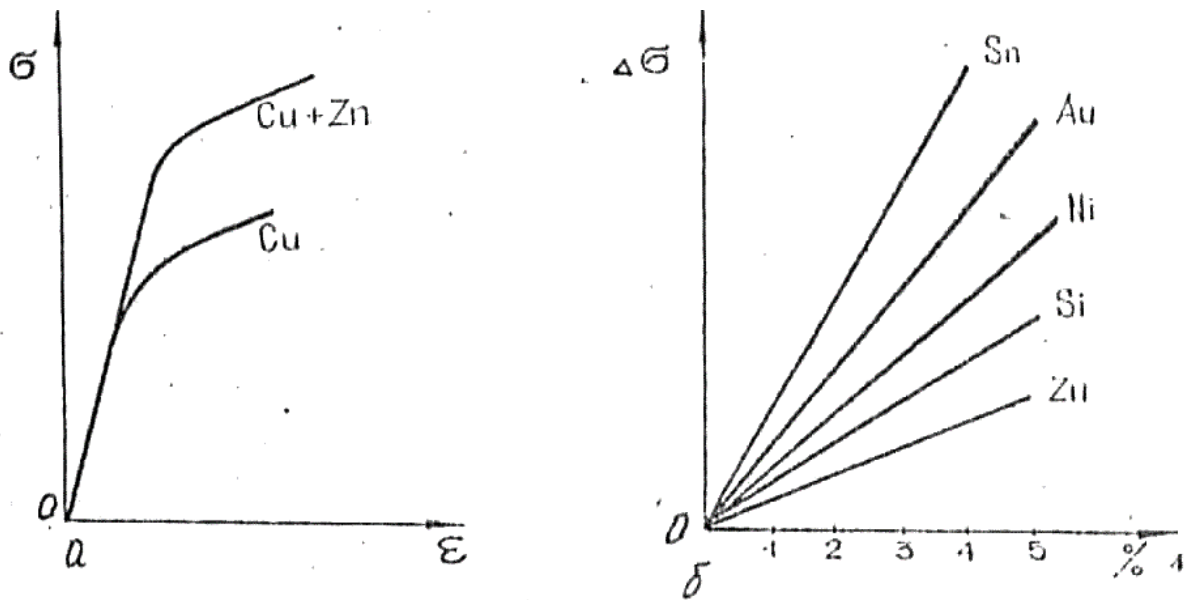


Рис. 2.5. Вплив домішок (а) і легуючих елементів (б) міді на вигляд кривих зміцнення

Аналіз кривих показує, що тут позначається вплив і геометричного й електрохімічного факторів. Для заліза спостерігається те саме.

У твердих розчинах з необмеженою розчинністю  $\sigma_T$  збільшується до максимуму при вмісті  $C_v = 0,5$ , у твердих розчинах з обмеженою розчинністю – монотонно збільшується в міру наближення до границі розчинності (лінійна або параболічна залежність), ступінь їх зміцнення залежить від атомної невідповідності (Рис. 2.6 і 2.7).

Збільшення опору деформації (ковзання дислокацій) можна пояснити і схематично:



<p>A-A: потенціальне поле решітки з однакових атомів А складається з мінімумів однакової величини, ковзання плавне</p>	<p>A-B: поле нерівномірне, атоми Б сильно спотворюють поле, ковзання несплавне (взаємодія А-А, Б-А, Б-Б)</p>
--	--



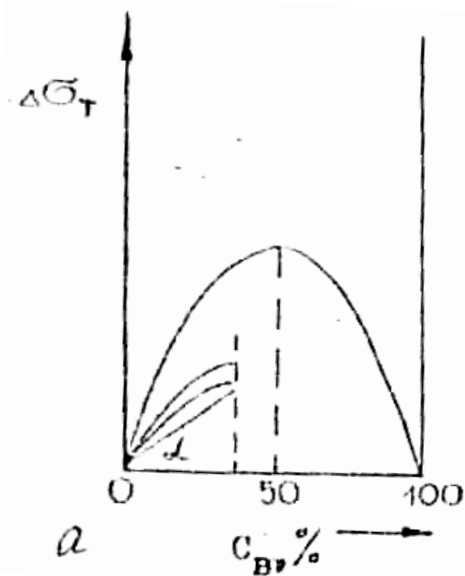


Рис. 2.6. Криві залежності зміцнення від  $C_B$

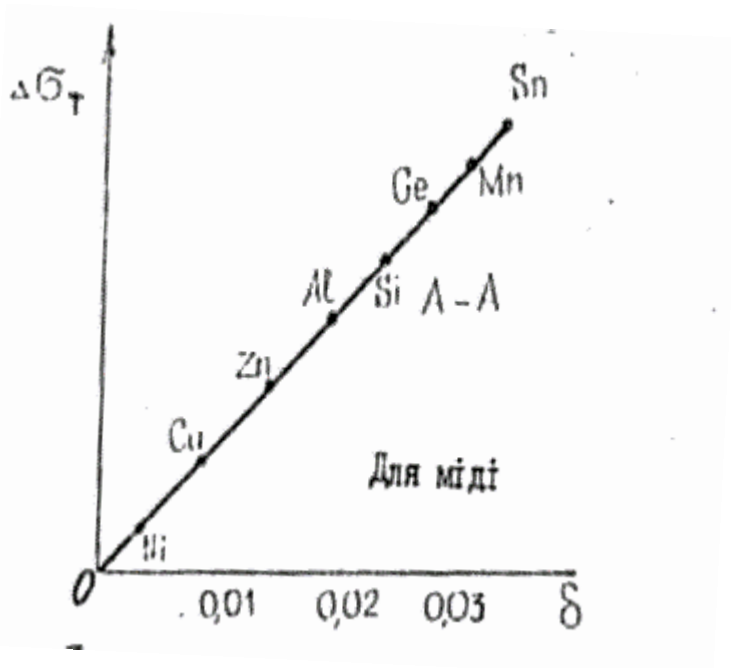


Рис. 2.7. Графік залежності зміцнення від  $\delta$

Легування перехідних металів домішками впровадження (типу С, N, H, В) характеризується рядом особливостей: вони викликають різке підвищення границі текучості, появу зуба текучості, збільшення схильності до крихкого руйнування тощо.

У чистому залізі зуб текучості неявно виражений, а з введенням в його решітку домішок впровадження він стає різко вираженим. Зменшення

навантаження може іноді відбуватися до катастрофічних величин (майже вдвоє), що вкрай небажано. На цій стадії можуть утворитись тріщини, двійникування, крихке руйнування.

Легування заліза домішками впровадження сильніше позначається на підвищенні границі текучості, ніж легування його атомами заміщення (Рис. 2.8). Вуглець і азот – дуже сильні зміцнювані заліза та інших перехідних металів. З домішок заміщення найбільше впливають кремній, алюміній, ванадій і хром, які значно підвищують границю текучості заліза.

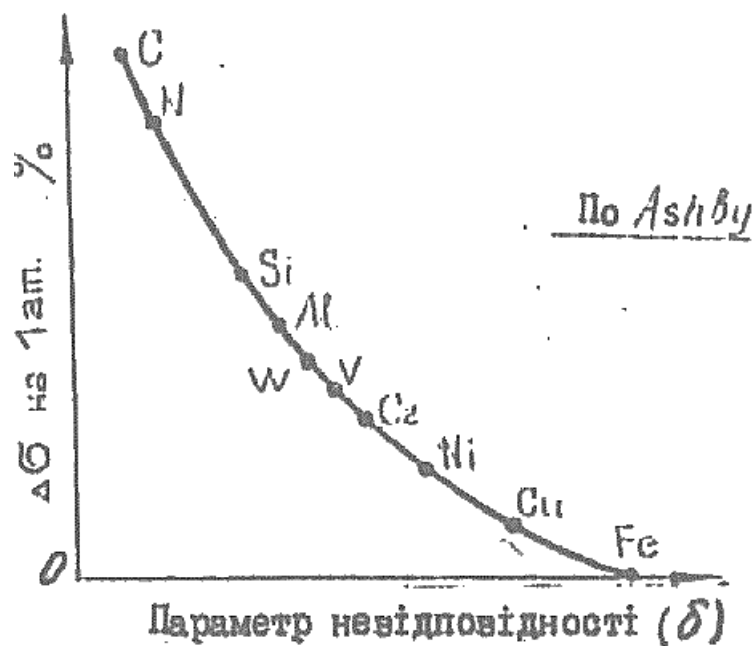


Рис. 2.8. До впливу легування заліза на границю текучості

Природа дії домішок впровадження на  $\Delta\sigma$  складна:

- 1) вони різко спотворюють кристалічну структуру, здійснюючи на неї геометричний та електрохімічний вплив;
- 2) легко утворюють на дислокаціях атмосфери Коттрелла і Снука, котрі утруднюють рух дислокацій. Цей ефект проявляється сильніше, ніж з домішками заміщення.

Енергія взаємодії дислокацій з домішками впровадження дорівнює 0,5...0,6 еВ, а для дислокацій з домішками заміщення – менш як 0,1 еВ. Ця різниця є однією з найважливіших причин, що призводять до утворення

атмосфер Коттрелла, сегрегаційних зон і виділень на дислокаціях, субмежах і межах зерен, створюючи дуже складне блокування дислокацій. Домішки заміщення утворюють на дислокаціях атмосфери Коттрелла і Судзукі. Ці атмосфери чинять місцеве блокування рухові дислокацій. Однак утворюються вони повільно, оскільки дуже повільно відбувається дифузія атомів заміщення.

Аналізуючи природу границі текучості полікристалічних сплавів, необхідно розглянути опір рухові дислокацій всередині зерен і опір меж зерен передачею пластичної деформації від зерна до зерна. Обидва ці фактори визначають границю текучості. Залежність  $\sigma_T$  від діаметра зерна  $d$  підпорядковується рівнянню Петча

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + K_T d^{-1/2}, \quad (2.2)$$

де  $\sigma_{T0}$ ,  $K_T$  – параметри, що визначають опір решітки ( $\sigma_{T0}$ ) і меж зерен ( $K_T$ ) рухові дислокацій. У міру подрібнення зерна границя текучості збільшується (у сплавах на основі заліза  $\sigma_{T0} \approx 0,5 \sigma_s$  при введенні домішок впровадження в ОЦК-решітку, а в ГЦК-решітку  $\sigma_{T0} \approx 0,2 \sigma_T$ ).

Іншим дуже важливим критерієм, який визначає здатність металів пластично деформуватися, є криві деформації (зміцнення). Цей критерій визначає поведінку металів і сплавів за границею текучості, запас пластичності й характер їх зміцнення в процесі наклепу.

Для моно- і полікристалів криві деформації відрізняються числом стадій зміцнення (Рис. 2.9).

У монокристалі існують три стадії зміцнення, у полікристалі – дві. Перша стадія у них дуже вузька і нею часто нехтують.

Криві деформації для зручності аналізу структурних змін поділяють на три стадії:

- I) легкого (гомогенного) ковзання (з малим деформаційним зміцненням);
- II) множинного ковзання (з лінійним характером зміцнення, приблизно в 10 раз більшим, ніж на 1-й стадії);

III) формування комірчастої структури і деформаційної текстури, яка характеризується параболічною залежністю зміцнення з коефіцієнтом зміцнення, який постійно зменшується).

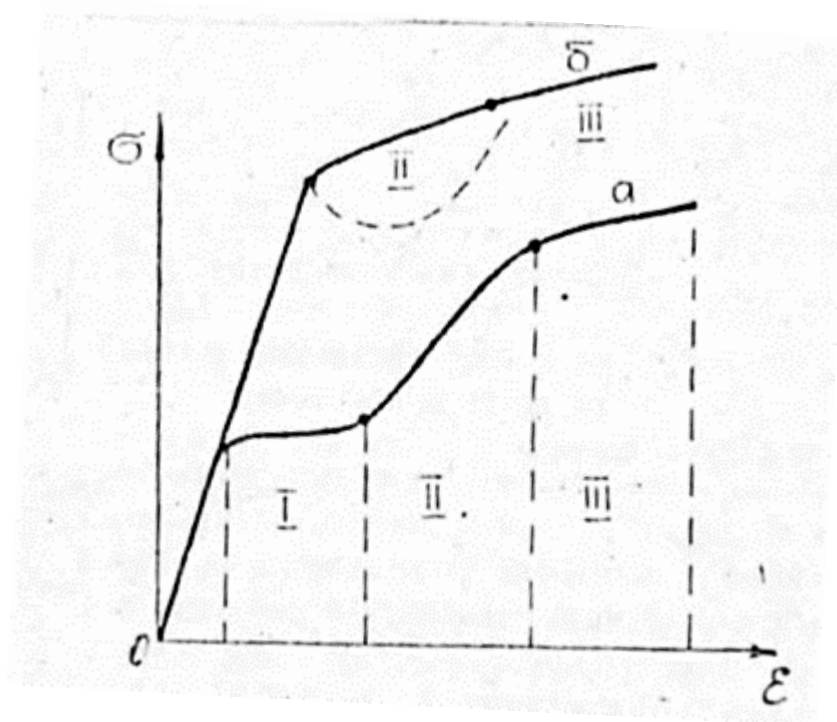


Рис. 2.9. Криві деформації: а – для моно-, б – для полікристалів

Характер деформаційного зміцнення в ГЦК, ОЦК і ГЦУ-металах приблизно однаковий (спостерігають три стадії зміцнення). Вони відрізняються характером дислокаційної структури і темпом деформаційного зміцнення (в ГЦК сильніше, ніж в ОЦК, а в ОЦК сильніше, ніж у ГЦУ-металах і сплавах).

## 2.2 Пластична деформація металів і сплавів

При механічній дії в металах утворюються деформації різних типів. Криву деформації поділяють (Рис. 2.1) на кілька областей:  
I) область пружних деформацій – область ОА, в структурі видимих змін не виявляється. Тільки поблизу границі пружності з'являються остаточні деформації, котрі виявляються лише фізичними методами дослідження; з допомогою оптичного мікроскопа вони не виявляються;

II) область пластичних деформацій – область АГ; у структурі кристалів з'являються сліди деформації у вигляді ліній ковзання і двійників деформації.

Цю область поділяють на три ділянки (Рис. 2.1,б, 2.10, 2.11):

а) область АБ (Рис. 2.10,а) – перед текучість (мікротекучість). На полірованій поверхні з'являються окремі сліди деформації – лінії ковзання. Число їх зростає. У сусіднє зерно сліди не переходять;

б) область БВ (Рис.2.10,б) – область мікротекучості (текучості). У кристалах з'являється все більше слідів деформації; поряд з первинними проглядаються і вторинні смуги ковзання, до деформації залучаються все нові й нові зерна і їх форма змінюється. Вони витягуються у напрямі течії металу, перетворюючись у текстуру деформації. Деформаційна структура ускладнюється і в кристалах утворюється сильний деформаційний наклеп;

в) область ВГ (Рис. 2.11, а) – локалізована текучість. У деформованому зразку внаслідок локалізованої текучості утворюється шийка – місцеве уточнення. Подальша деформація локалізується за місцем утворення шийки. У місці шийки, як правило, утворюється тріщина, яка швидко збільшується;

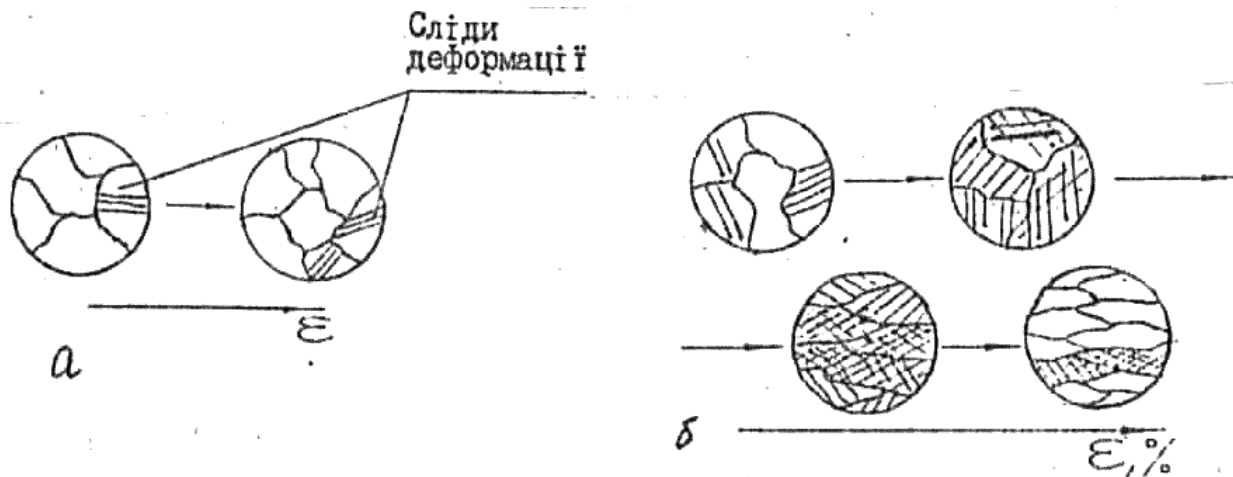


Рис. 2.10. Поділ області пластичної деформації на область мікротекучості АБ (а) і область макротекучості БВ (б)

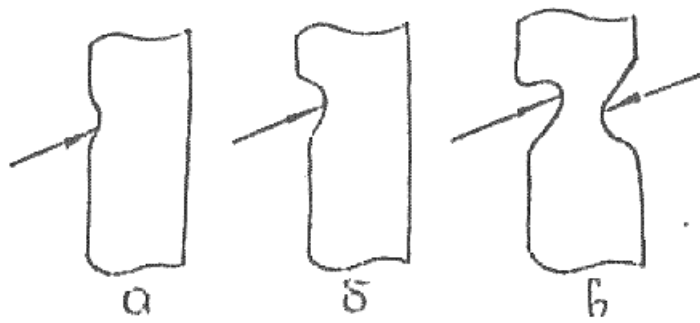


Рис. 2.11. Область локалізованої текучості ВГ

III) точка Г (руйнування) – локалізована текучість у шийці призводить до поділу зразка – руйнування. Руйнування – третій вид деформації.

### 2.3. Структурні зміни при холодній пластичній деформації монокристалів

Розглянемо структурні зміни при холодній деформації монокристалів. Основну увагу приділимо монокристалом, сприятливо орієнтованим для деформації (щільно упаковані площини збігаються з напрямом дії максимальних напружень зсуву).

У таких монокристалах стадія I розширена, що полегшує аналіз структурних змін на стадії легкого ковзання. Обертаючи монокристал, можна значно змінювати протяжність стадії I (вона може зникати частково або повністю). Типову криву деформації сприятливо орієнтованого монокристала показано на Рис. 2.12

Типові деформаційні структури, які утворюються в кристалах внаслідок холодної пластичної деформації, показані на Рис. 2.13.

Розглянемо характерні особливості структурних змін на кожній стадії.

Стадія I – стадія легкого ковзання; характеризується ковзанням по одній системі кристалографічних площин. У кристалі з'являється система паралельних слідів ковзання. Процес деформування кристалів на цій стадії відбувається так. Ковзання в монокристалі починається після досягнення

критичного напруження зсуву  $\tau_{кр}$  у сприятливо орієнтованих і щільно упакованих площинах.

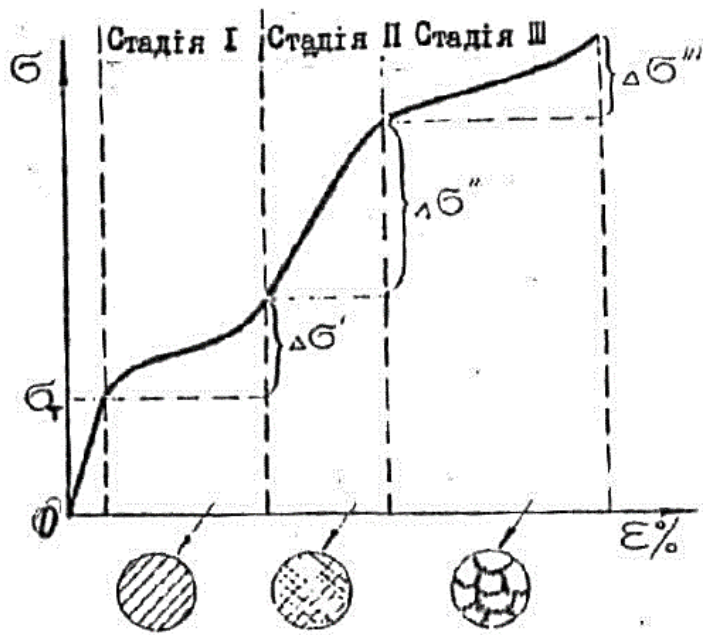


Рис. 2.12. Типова крива деформації сприятливо орієнтованого кристала

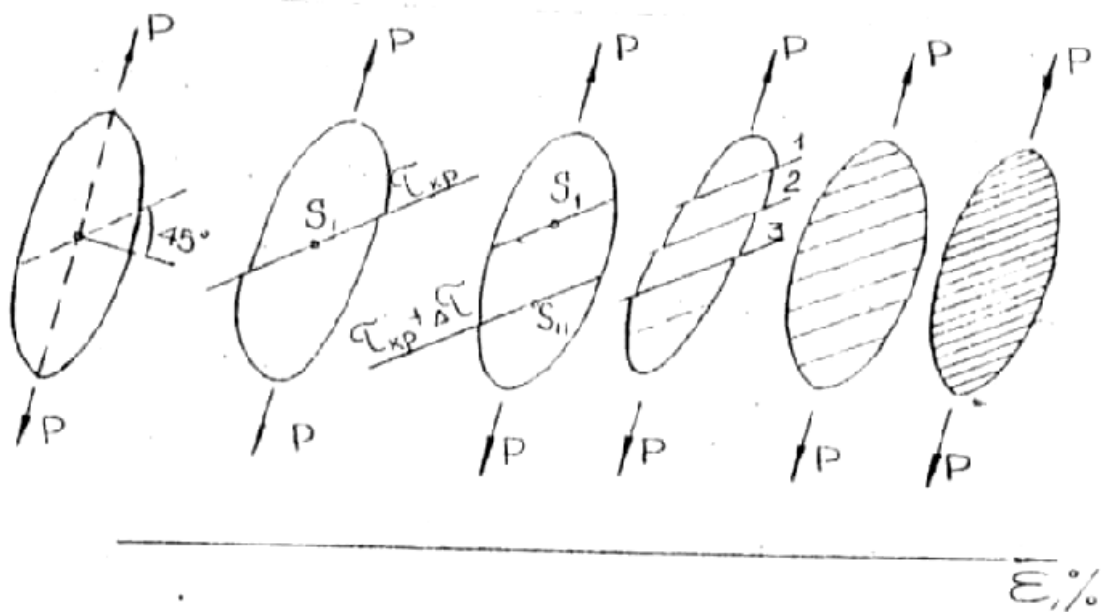


Рис. 2.13. Типові деформаційні структури

У решітках усіх типів ковзання легше проходить по площинах і напрямках з найщільнішою упаковкою. Наприклад,

ГЦК	ОЦК	РЦУ
(111) [110]	(110) [111] (112) [111] (123) [111]	(0001)

Ковзання здійснюється рухом дислокацій, які генеруються джерелом, розміщеним у первинній площині ковзання.

Природа джерела може бути різною; частіше – це джерело Франка – Ріда. Генеровані джерелом дислокаційні петлі, розширюючись, рухаються в первинній площині ковзання, долаючи опір тертя решітки і бар'єрів, які зустрічаються на їх шляху.

Пластична деформація може здійснюватись і двійникуванням. Напруження двійникування значно більше за напруження ковзання дислокацій:  $\tau_{дв} > \tau_k$ .

Крім того, площини двійникування часто збігаються з площинами ковзання (наприклад, в ГЦК- і ОЦК-кристалах). Оскільки ковзання здійснюється легше, то вони утруднюють двійникування (екранують його). Через це ковзання в монокристалах реалізуються легше, ніж двійникування (Рис. 2.14).

Виходячи на поверхню кристала, дислокації утворюють сходинку, яка дорівнює 50-100 Å. Це означає, що джерело здатне генерувати кілька десятків дислокацій (15-30 і більше). Ковзання в цій площині припиняється і відбувається самогальмування, яке змушує джерело припинити свою дію.

Подальша деформація здійснюється ковзанням у новій паралельній площині ковзання, яка знаходиться на значній відстані від першої. Ковзання розв'язується при дещо більшому напруженні ( $\tau_{кр} + \Delta\tau$ ). Зростання напруження спостерігається на всіх етапах появи нових смуг ковзання.



Товщина смуг ковзання коливається в межах 50-200 Å, ширина недеформованої області між лініями ковзання спершу велика, а зі збільшенням числа смуг їх товщина зменшується до 10000...20000 Å.

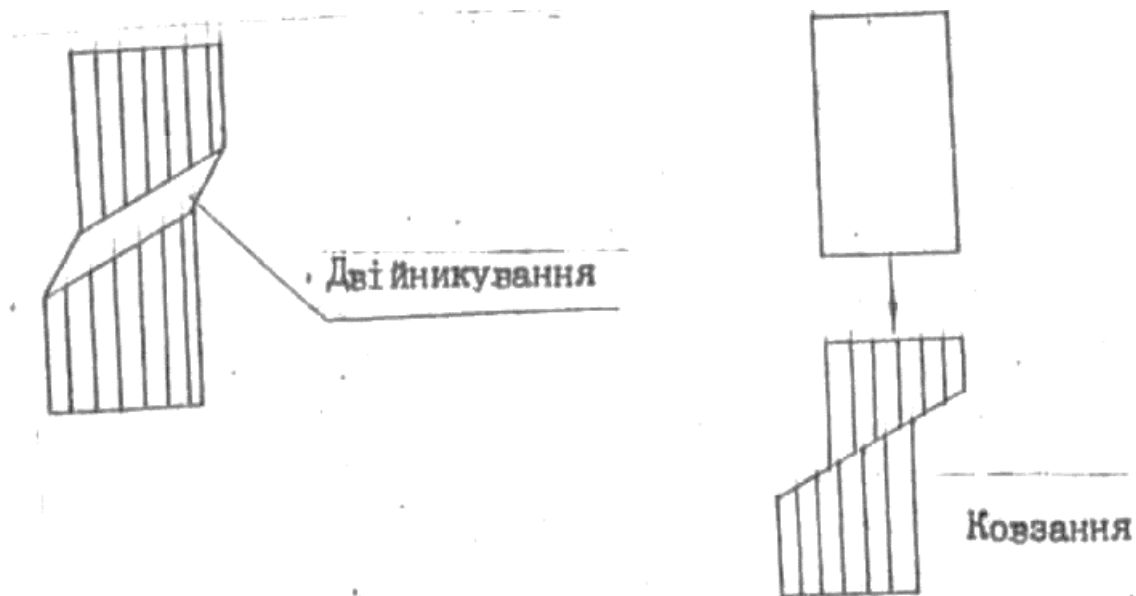


Рис 2.14. Механізм пластичної деформації двійникуванням і ковзанням

Дислокації на поверхню металу виходять не всі. Частина з них застрягає в кристалі, у площинах ковзання. Це збільшує загальну щільність  $\rho$  дислокацій у кристалах  $\rho_{\text{вих}} \approx 10^6-10^7$ , а після стадії I збільшується до  $\rho \approx 10^8 \text{см}^{-2}$ , тобто приблизно в 15–20 разів. Дислокації, які застрягають у кристалі і не виходять на поверхню, змінюють форму кристала, викликають поворот решітки, що змінює орієнтування монокристала і створює сприятливі умови для розвитку і вторинного ковзання, тобто викликають множинне ковзання (Рис. 2.15).

Зміцнення на стадії легкого ковзання невелике, дислокації порівняно легко рухаються у своїх площинах ковзання ( $\Delta\sigma$  на діаграмі мала, залежність має параболічний характер).

З появою вторинних смуг ковзання (ковзання за вторинною системою) спостерігається перехідний період від стадії I до стадії II деформування. При цьому ускладнюється деформація кристалів.

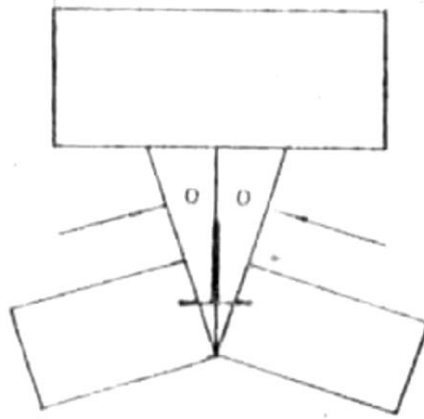


Рис. 2.15. Множинне ковзання

Стадія II – стадія множинного ковзання з лінійним зміцненням. На цій стадії ковзання відбувається за первинними і вторинними системами ковзання, по паралельних і пересічних площинах.

Зі збільшенням ступеня деформації збільшується число смуг ковзання в первинній системі і наростає їх число у вторинній. Збільшується і число вторинних систем, які залучаються в деформацію. Вторинні лінії ковзання, зустрічаючи на своєму шляху первинні, не завжди їх долають, часто гальмуються біля них. Це спостерігається, коли первинна смуга зустрічає вторинну, і призводить до того, що протяжність смуг ковзання значно скорочується. Взаємне гальмування первинних і вторинних смуг ковзання призводить і до того, що дислокації не можуть покинути кристал, вони швидко накопичуються в ньому. А наслідок цього – дислокаційна структура монокристала і смуг ковзання в ньому ускладнюється. Біля стиків з'являються численні скупчення дислокацій, збільшується й розмір цих скупчень. На цій стадії й можуть з'являтися одиночні і подвійні скупчення дислокацій у пересічних площинах ковзання. Затримка дислокацій (великої кількості) у кристалі призводить до швидкого наростання деформаційного зміцнення ( $\Delta\sigma''$  приблизно в 10–100 разів на стадії II більша, ніж на стадії I). Щільність дислокації на стадії II збільшується приблизно на один порядок:

$$\rho_{\perp} = 10^8 \rightarrow 10^9 - 10^{10} \text{ см}^2.$$

Дислокації внаслідок множинного ковзання розподіляються в кристалі неоднорідно, локалізуються переважно в лініях ковзання. В результаті кристал подрібнюється на малі області, обмежені лініями ковзання, що ускладнює деформацію кристала і сприяє формуванню комірчастої структури (встановлюється перехід до стадії III, Рис. 2.16).

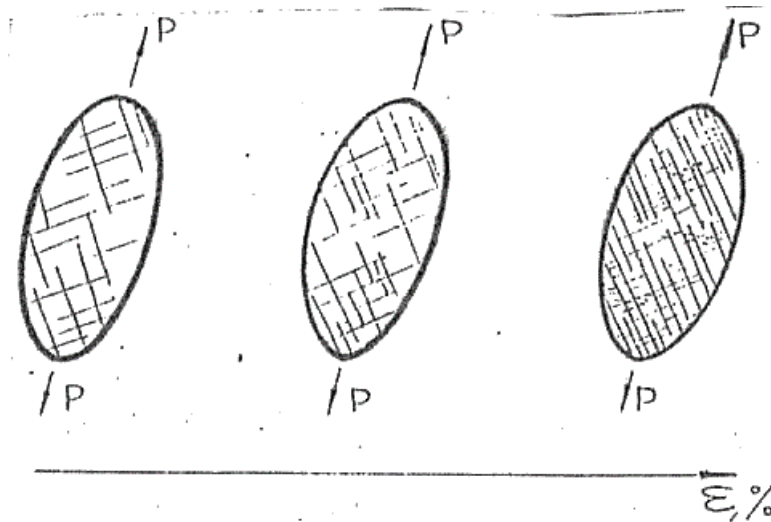


Рис. 2.16. Форма комірчастої структури

### Стадія III.

На стадії III розвивається множинне ковзання, яке здійснюється по великому числу площин ковзання різних систем. Посилюється поділ кристала на комірочки, в яких щільність дислокацій невелика. На межах комірок щільність дислокацій висока. Комірчаста структура формується поступово. У комірках ковзання здійснюється легше, ніж на межах комірок. Межі комірок є міцним бар'єром, і дислокації затримуються біля них, концентруючись. Це приводить до розширення меж комірок. При цьому розмір комірок зменшується.

Утворення комірчастої структури приводить до зміцнення кристалів. Швидкість зміцнення менша, ніж на стадії II. Це зумовлено тим, що у формуванні комірок беруть участь дислокації різних знаків. При цьому щільність дислокацій внаслідок взаємодії, дислокаційних реакцій і поперечного ковзання може частково зменшуватись. У процесі деформації виділяється і

теплота (на неї витрачається близько 70...80% затраченої енергії), що сприяє розвитку процесів динамічного відпуску. Можливе і утворення скидів.

Комірчастій структурі властива висока стійкість, форма комірок рівноважна і мало змінюється зі збільшенням ступеня деформації до 60-70%. При деформаціях понад 60% комірки витягуються, утворюючи текстуровану структуру (субструктуру Рис. 2.17, 2.18).

Така субструктура часто небажана, оскільки вона знижує пластичність металу і важко усувається наступним відпалом. З появою такої субструктури полегшується й руйнування. На кривій деформації поява деформаційної субзеренної структури характеризується значним збільшенням деформуючого напруження і ступеня зміцнення на стадії III (Рис. 2.19).

Таким чином, внаслідок пластичної деформації монокристалів створюються різні за характером деформаційні структури, яким властиві різний розподіл і щільність дислокацій. У результаті цього створюється і різний за величиною деформаційний наклеп:

Стадія I	Стадія II	Стадія III
$10^7 \rightarrow 10^8$	$10^8 \rightarrow 10^{10}$	$10^{10} \rightarrow 10^{12} \text{ см}^{-2}$

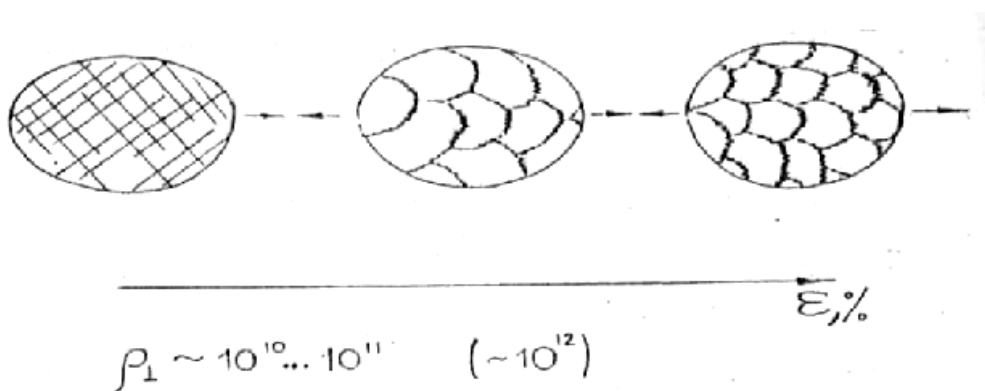


Рис. 2.17. Утворення структури деформації

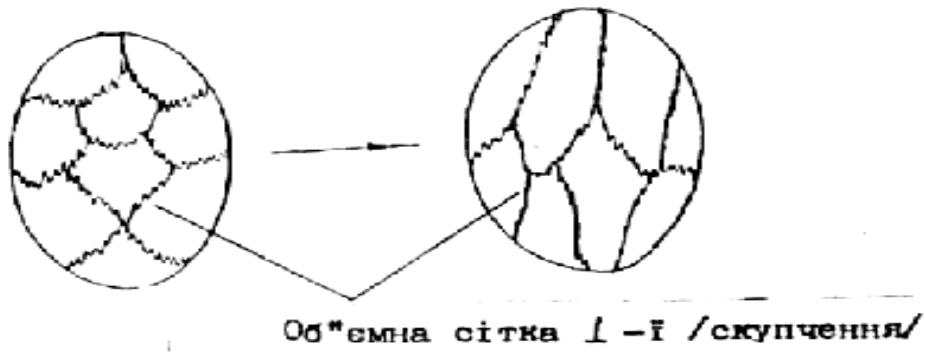


Рис. 2.18. Субструктура

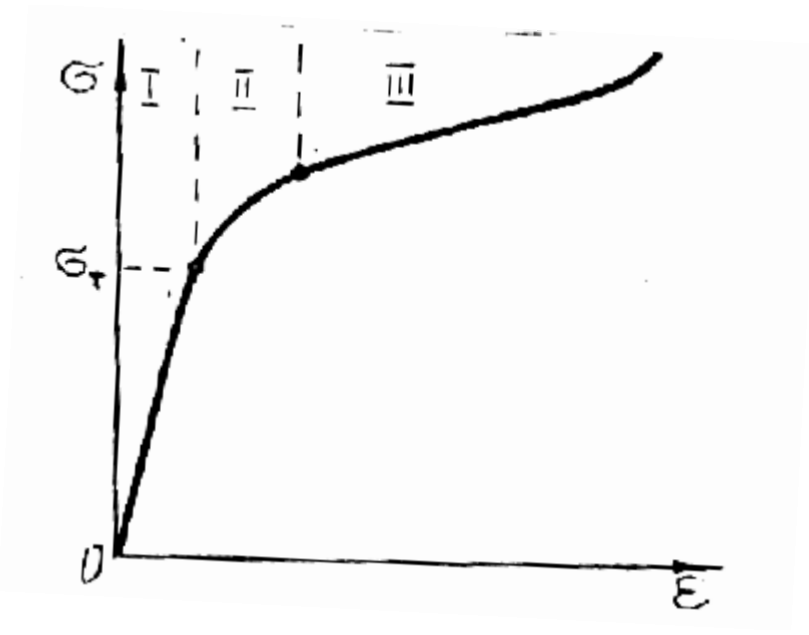


Рис. 2.19. Крива зміцнення для дрібнозернистої сталі

#### 2.4. Структурні зміни при холодній деформації полікристалів

У полікристалах картина структурних змін при холодній деформації ускладнюється наявністю по-різному орієнтованих кристалів (зерен, меж зерен і їх взаємного блокування). Механізм пластичної деформації кристалів у полікристалі зберігається таким самим, як і в монокристалі. Різницю у поведінці моно- і полікристалів чітко видно із порівняння кривих деформації.

При деформації полікристалів стадію I важко спостерігати, оскільки вона виявляється лише структурно. Нею часто нехтують. У дрібнозернистих матеріалах вона сильно знижується (0,1–0,2%).

Стадія II у дрібнозернистих матеріалах починає розвиватися раніше, ніж у крупнозернистих. У полікристалах стадія II звужена до 5–7%, рідше – до 10% (Рис. 2.19).

У ГЦК-металах стадія II ширша, ніж в ОЦК металах.

Деформація ковзання починається у сприятливо орієнтованих кристалах. Зі збільшенням ступеня деформації у неї залучаються все нові кристали, тобто деформація відбувається неодноразово. Кристали деформуються нерівномірно, біля стиків зерен – сильніше. Біля потрійних стиків концентруються великі напруження (концентрація може дорівнювати кільком порядкам). Біля потрійних стиків легше реалізується і множинне ковзання. Нерівномірність деформації посилюють межі зерен:

- 1) гальмують рух дислокації з одного зерна в інше;
- 2) слугують ефективним джерелом дислокацій.

Зі збільшенням ступеня деформації посилюється і взаємне блокування зерен, що призводить до нерівномірності деформації зерен (Рис. 2.20). Нерівномірність деформації позначається і на формуванні деформаційної структури. На стадії III в зернах починає формуватися комірчаста структура. В одних зернах вона утворюється швидше, ніж в інших. Щільність дислокацій у комірках менша, ніж на межах комірок (Рис. 2.21). У цьому разі посилюється деформація зерен, вони витягуються, утворюючи текстуру деформації (Рис. 2.22). Утворюється текстура двох видів:

- а) з рівноважними комірками в зернах;
- б) з текстурованою комірчиною структурою.

Для останньої характерна велика анізотропія властивостей, підвищена крихкість при деформації і стійкість при рекристалізаційному відпалі.

У процесі деформації полікристала щільність дислокацій збільшується, що приводить до зміцнення. Зі збільшенням деформації характеристики міцності і твердості зростають (швидше в інтервалі до 10%), а пластичні властивості погіршуються. З появою текстурованої комірчастої структури пластичність різко знижується (Рис. 2.23).

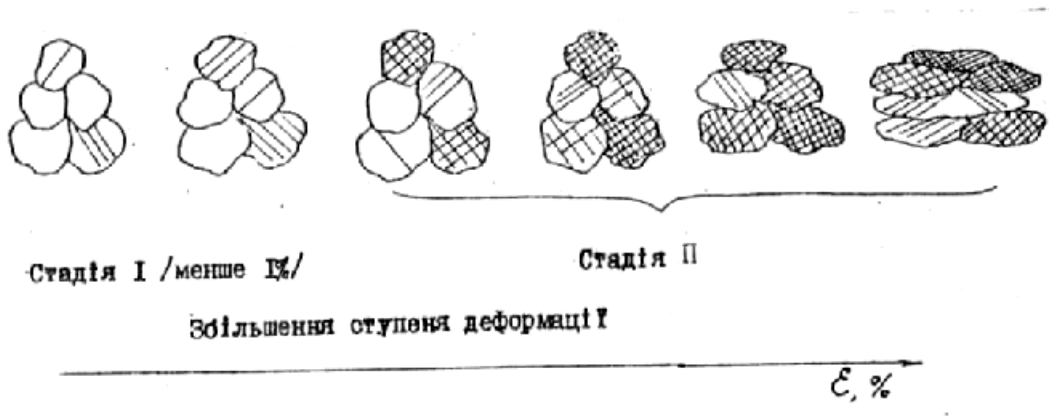


Рис. 2.20. Нерівномірна деформація зерен

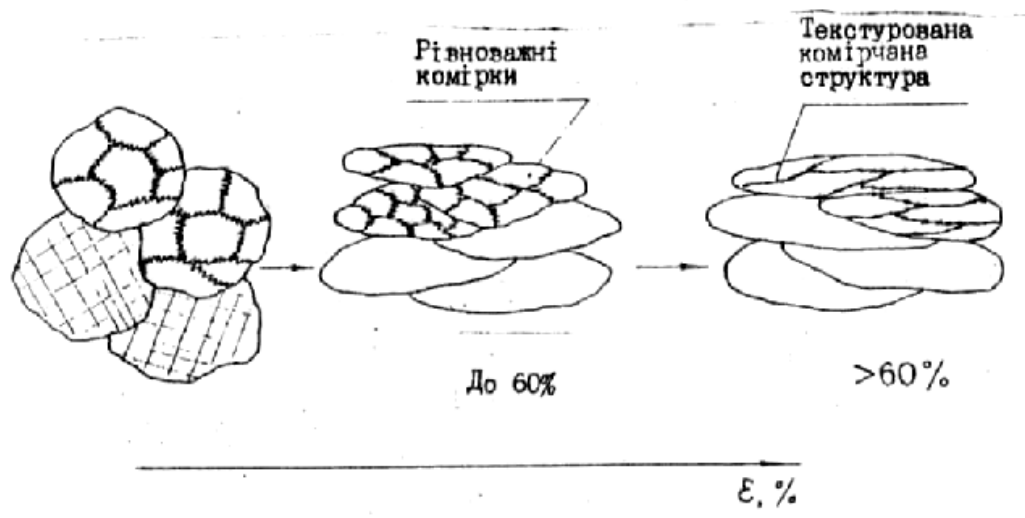


Рис. 2.21. Щільність дислокацій у комірках та на їх межах

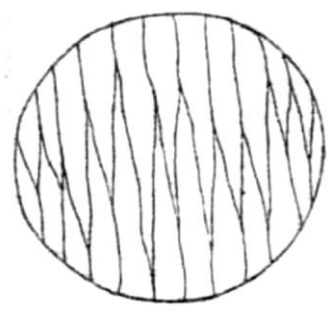


Рис. 2.22. Текстура деформації

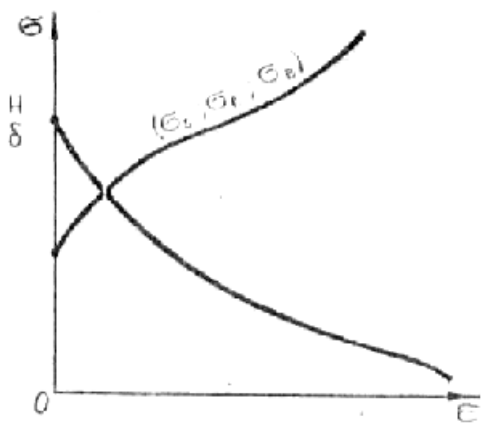


Рис. 2.23. Зниження запасу пластичності з появою текстурованої комірчастої структури

## 2.5. Природа деформаційного зміцнення монокристалів

Типова діаграма деформаційного зміцнення монокристалів з ГЦК-, ОЦК- і ГЦУ-решітками має вигляд, показаний на Рис. 2.24. Подібні діаграми для ОЦК- і ГЦУ-металів дістали нещодавно, для цементиту – у 1974 р. Схожість таких діаграм указує на спільність природи деформаційного зміцнення.

Для зручності аналізу структурних змін і механізму зміцнення їх поділяють на три області (стадії) (Рис. 2.24):

- I) легкого ковзання з малим коефіцієнтом зміцнення;
- II) множинного ковзання з лінійним зміцненням;
- III) параболічного зміцнення (з коефіцієнтом зміцнення, який поступово зменшується).

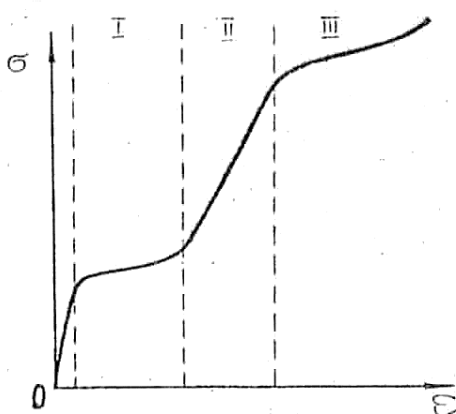


Рис. 2.24. Поділ типової діаграми деформаційного зміцнення монокристалів на три області: I – легкого ковзання; II – лінійного зміцнення; III – параболічного зміцнення

*Область легкого ковзання.* На ділянці легкого ковзання пластична деформація відбувається ковзанням по одній системі кристалографічних площин, дислокації в них легко рухаються, додаючи опір бар'єрів, і більша частина їх виходить на поверхню кристала. Нерухомих дислокацій виникає



мало; скупчення дислокацій утворюються, але невеликі (до десяти дислокацій, рідко – більше).

Вона характеризується утворенням тонких смуг ковзання, рівномірно розміщених всередині і на поверхні кристалу (гомогенне ковзання, Рис. 2.25).

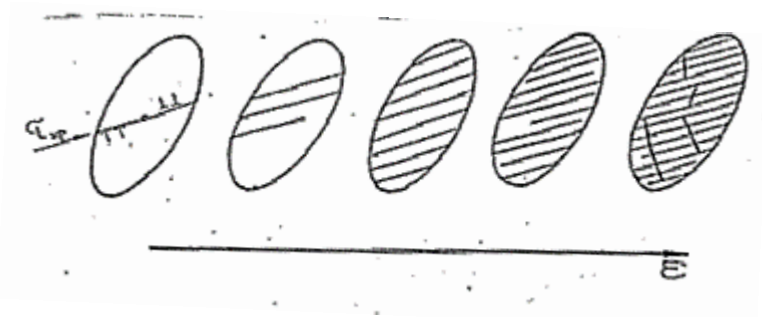


Рис. 2.25. Гомогенне ковзання

Лінії ковзання утворюються при досягненні критичного напруження у сприятливо орієнтованій площині ковзання. Під дією прикладеного напруження починає діяти джерело дислокацій. Генеровані ним петлі рухаються, розширюючись у площині ковзання. При виході дислокацій на поверхню кристала утворюється сходинка. Дислокації, які затримуються в кристалі, утворюють зворотні напруження, і дія джерела утруднюється, а при достатній величині цих напружень воно може взагалі перестати діяти. Під час руху дислокації відчувають не тільки опір решітки (потенційне поле взаємодіючих атомів), а і опір внутрішньозеренних бар'єрів (атоми домішок, дислокації лісу, субмежі, диполі тощо). Перші характеризуються силою Пайєрлса, вплив інших визначається їх природою.

Нові лінії ковзання утворюються при деякому підвищенні напруження на  $\Delta\tau_{кр}$  у ділянках, де ковзання активується легше, ніж у інших. Цей процес повторюється багато разів, але величина напруження, необхідного для розвитку ковзання на стадії I, збільшується слабо. Тому й зміцнення на цій стадії мале.

Величина сходинки дорівнює  $40 - 100 \text{ \AA}$ , а довжина лінії ковзання – близько 1 мм. Зі збільшенням ступеня деформації збільшується кількість ліній ковзання і число сходинок; довжина ліній ковзання і величина сходинки майже

не змінюється. Основними параметрами ковзання на стадії I є довжина ліній ковзання  $L$  з відстанню між ними  $x$ . Коефіцієнт зміцнення на стадії I невеликий і визначається за формулою:

$$\theta_1 = \frac{8G}{9\pi} \left(\frac{x}{L}\right)^{3/4} \quad (2.3)$$

Деформуюче напруження росте майже пропорційно деформації. Величина  $\theta=(10^{-4}-10^{-5})G$ . Зміцнення здійснюється (за результатами електронно-мікроскопічних досліджень) внаслідок утворення пакетів дислокацій (диполів) взаємодії дислокацій з внутрішньозеренними бар'єрами (лісом дислокацій, субмежами тощо). Середня щільність дислокацій на стадії I збільшується мало, з  $10^6 \dots 10^7$  до  $10^8 \text{ см}^{-2}$ , тобто приблизно в 15–20 разів.

Природу бар'єрів вивчено ще недостатньо. Прийнято поділяти бар'єри на три типи: легко-, середньо- і важкопереборні. При проходженні дислокацій через бар'єри вони можуть залишати петлі і природа бар'єра може сильно змінюватися. Скупчення таких петель дуже ускладнює проходження наступних дислокацій.

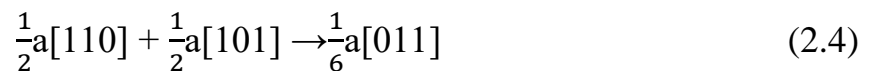
При деформації в цій області більша частина дислокацій виходить на поверхню кристала. Частина з них затримується в смугах ковзання всередині кристала через взаємодію з диполями та іншими бар'єрами. Всередині кристала нерідко спостерігаються загальмовані смуги ковзання, на вістрі яких видно скупчення дислокацій (до 10–20, а іноді і більше). Такі скупчення інколи є причиною виникнення ковзання по вторинних системах ковзання, які перетинаються з первинними. З появою ковзання по вторинних системах починається перехідний період від області I до області II пластичного деформування (множинного ковзання).

Протяжність області I максимальна при сприятливому орієнтуванні кристала для легкого ковзання (вона може розтягуватися до 10–20%. Зміна орієнтації, перекося кристала призводять до її звуження.

*Область множинного ковзання з лінійним зміцненням.* Ковзання відбувається і по первинних, і по вторинних його схемах. Ковзання

відбувається по пересічних площинах ковзання і стає множинним, турбулентним. Лінії ковзання стають коротшими і розміщуються менш регулярно, ніж в області I. Ускладнюється і структура смуг ковзання, особливо в місцях їх перетину. Довжина ліній ковзання зменшується до  $10^{-3} \dots 10^{-2}$  см зі збільшенням деформації, а ширина їх збільшується.

Внаслідок взаємодії смуг первинних і вторинних систем ковзання утворюється багато бар'єрів, у тому числі й міцних. Найважливішими є бар'єри Ломер – Котрелла, які утворюються за реакцією



Вони ефективно перешкоджають руху дислокацій.

Схему утворення бар'єра Ломер – Котрелла показано на Рис. 2.26. Взаємодіючи, ці дислокації дисоціюють на часткові з дефектом упаковки між ними. Головні дислокації на лінії перетину утворюють нову дислокацію – сидячу дислокацію Ломер – Котрелла. Вона перешкоджає ковзанню дислокацій. Число таких бар'єрних дислокацій швидко збільшується з ростом ступеня деформації. Наростає й число диполів, ускладнюється дислокаційна структура бар'єрів, переплетень і перетинів дислокацій, що ускладнює дислокаційну структуру смуг ковзання і кристалів у цілому. Одночасно збільшується й ступінь зміцнення.

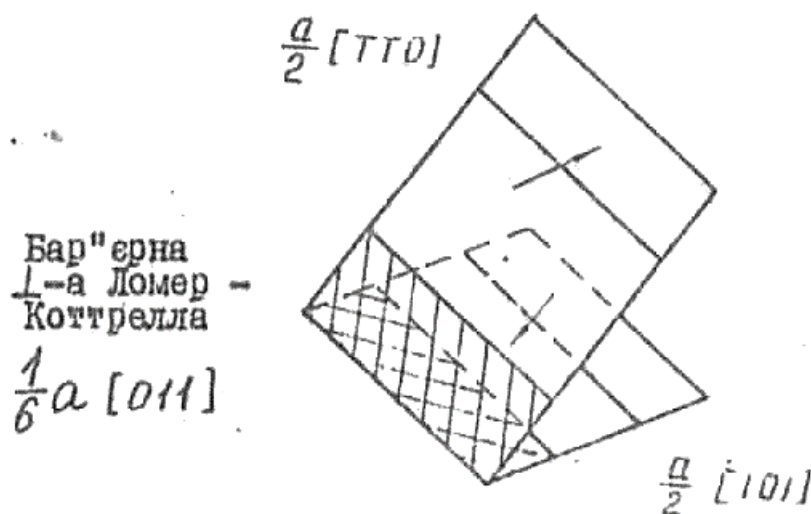


Рис. 2.26. Схема утворення бар'єру Ломер – Котрелла

На початку області II щільність дислокацій дорівнює  $10^8 \text{см}^{-2}$ , а в кінці –  $10^9$ - $10^{10} \text{см}^{-2}$ . На окремих ділянках у дислокаційних сітках щільність їх може досягати  $10^{11} \text{см}^{-2}$ . У кристалах дислокації розподіляються нерівномірно.

Відносно зміцнення в цій області II існує ряд гіпотез:

1) Фрідель відводить головну роль лавиноподібному генеруванню дислокацій джерелами Франка-Ріда на первинних і вторинних системах ковзання. Це сприяє утворенню великого числа ломер-коттрелівських дислокацій, які спричиняють утворення чисельних скупчень дислокацій і швидкий ріст щільності дислокацій у кристалах;

2) Зеєгер указує, що утворення бар'єрів Ломер – Котрелла сприяє утворенню скупчень дислокацій біля них. З ними пов'язані великі напруження, внаслідок дії яких ускладнюється ковзання на сусідніх площинах;

3) Базинський пов'язує зміцнення в області II із взаємодією дислокацій у площині ковзання;

4) Мотт і Хірш пов'язують зміцнення з числом порогів, які утворюються при перетині з лісом дислокацій, а Кульман – Вільсдорф – з вільною довжиною пробігу або побічно зі щільністю лісу дислокацій.

Пізніше Хірш проаналізував усі ці гіпотези і вказав основні недоліки кожної з них. Зміцнення наростає швидко – значно швидше, ніж в області I. Залежність близька до лінійної. Розподіл дислокацій у кристалах нерівномірний, більша їх частина затримується у кристалі і локалізується у смугах ковзання, дислокаційна структура ускладнюється зі збільшенням ступеню деформації.

Параболічне зміцнення (динамічний відпуск). В області III існує множинне турбулентне ковзання, але, на відміну від області II – область характеризується коефіцієнтом зміцнення, який поступово зменшується (залежність параболічна). Зменшення інтенсивності зміцнення в області III називають динамічним відпуском. Напруження течії на цій стадії суттєво залежить від температури. Для цієї стадії характерна поява широких, але коротких смуг ковзання, які є групами близько розміщених грубих ліній

ковання. Ковання відбувається по численних площинах ковання. Спостерігається і некрystalографічне ковання. Формування смуг ковання включає в себе і поперечне ковання і часткову анігіляцію дислокацій. Довжина смуг ковання залежить від величини і характеру попередньої деформації. Структура смуг ковання з ростом деформації ускладнюється і ковання між смугами практично припиняється. Внаслідок цього створюються сприятливі умови для формування коміркової дислокаційної структури.

Формування комірчастої структури є однією з найважливіших характеристик деформації на стадії III. Внаслідок попередньої деформації, особливо з розвитком множинного ковання, у кристалах постійно створюється деформаційна структура (субструктура), структура смуг ковання ускладнюється і утворюється багато важкопереборних бар'єрів, котрі сприяють накопиченню дислокації у смугах ковання і всередині кристалів (Рис. 2.27, а). На початкових етапах стадії III ці бар'єри починають поступово об'єднуватись у сітку важко переборних бар'єрів – комірчасту дислокаційну структуру (Рис. 2.27). При цьому всередині комірок щільність дислокацій невелика, а на межах комірок, що є важкопереборними бар'єрами, скупчуються дислокації і щільність їх значно вища. Утворення такої комірчастої структури призводить до того, що генеровані джерелом дислокації не можуть виходити за межі комірок і осідають на цій сітці, ускладнюючи її структуру.

Формування комірчастої структури – порівняно повільний процес. Воно розтягується на значний інтервал деформацій (від 5–10 до 20–25% деформації кристала). Комірчаста структура формується тим легше, чим вища енергія  $\gamma$  дефектів упаковки.

Формуванню комірчастої структури сприяє поперечне ковання. Воно є важливим способом деформації на стадії III. Поперечне ковання призводить до часткової релаксації напружень і групування дислокацій в об'ємні сітки з формуванням елементів комірчастої структури. Поперечне ковання ускладнює дислокаційну структуру всередині смуг ковання і комірчастої структури.

Схематично поперечне ковзання показано на Рис. 2.28.

Поперечне ковзання забезпечує й анігіляцію окремих дислокацій протилежних знаків, що приводить до зменшення пружних напружень і коефіцієнта зміцнення на стадії III.

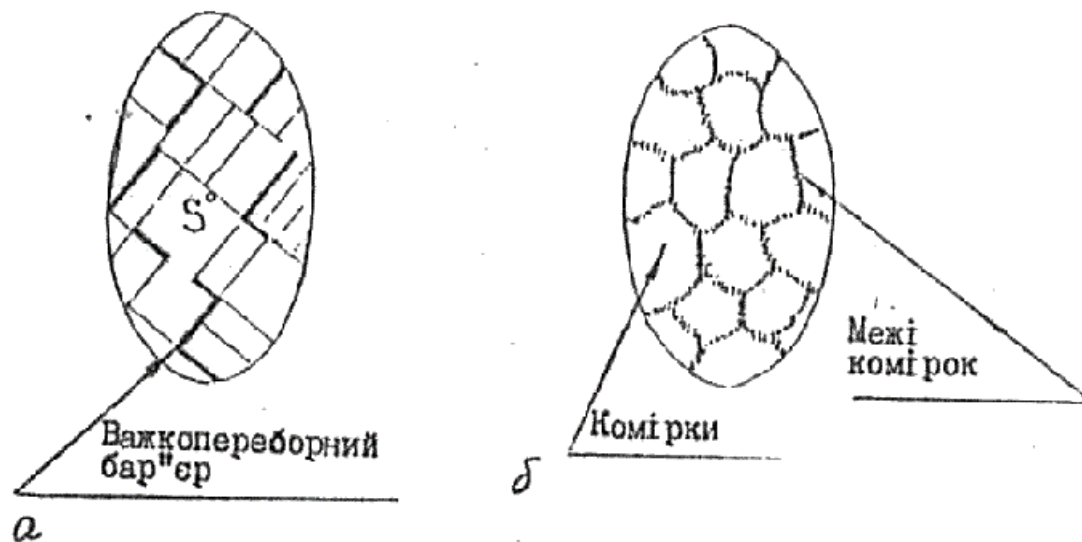


Рис. 2.27. Сітка важкопереборних бар'єрів (а) і комірчаста структура (б)

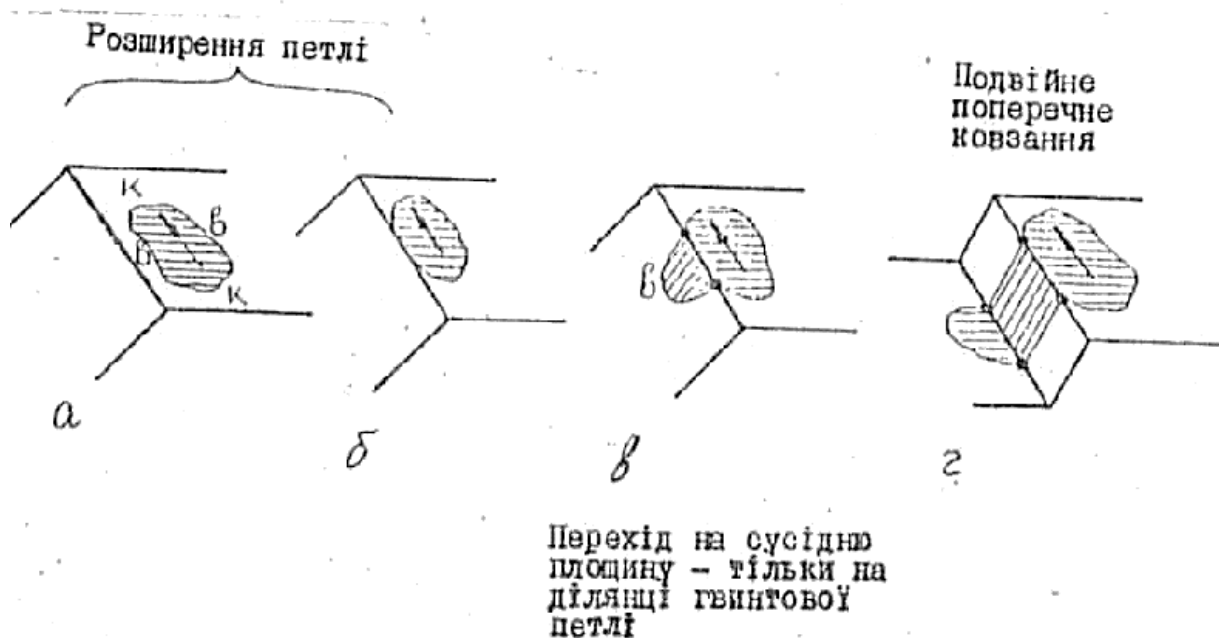


Рис. 2.28. Поперечне ковзання

Комірчаста структура має підвищену стійкість. При деформації до 60% вона стійка, розмір комірок дещо зменшується, товщина меж комірок зростає зі збільшенням ступеня деформації (внаслідок накопичення дислокацій і розширення меж комірок). Зменшення розміру комірок невелике (приблизно в 1,5 рази). Форма комірок зберігається рівноважною. При цьому щільність дислокацій у комірках збільшується повільніше ніж на їх границях. Щільність дислокацій у комірках зростає до  $10^9$ - $10^{10}$ см<sup>-2</sup>, а на межах комірок до  $10^{11}$ - $10^{12}$ см<sup>-2</sup>. Накопичення дислокацій у комірках та на їх межах утруднює пластичну деформацію і збільшує величину деформуючого напруження на стадії III, оскільки межі комірок стають практично непереборним бар'єром для дислокацій, які рухаються.

Подальша пластична деформація (при  $\varepsilon > 60\%$ ) змінює форму комірок, витягуючи їх у напрямі течії металу.

Комірки витягуються тим сильніше, чим вищий ступінь деформації. Утворюється текстурована деформаційна субструктура. Зміна деформаційної субструктури від рівноважної до текстурованої різко змінює характеристики міцності і особливо пластичність у різних напрямках (посилюється анізотропія), що в кінцевому разі різко зменшує запас пластичної і сприяє розвитку руйнування. Анізотропність пластичної деформації (такі структури деформуються подібно до перліту) часто призводить до втрати пластичності та руйнувань.

У цій області щільність дислокацій на межах комірок наростає швидше, ніж усередині їх.

Криві залежності щільності дислокацій всередині комірок (крива I, на межах комірок (2) і середньої щільності дислокацій у зерні (3) залежно від ступеню деформації показано на Рис. 2.29. Значно збільшується витрата енергії на деформацію. Сумарні затрати енергії на зміну структури кристалів внаслідок деформації дорівнюють тільки 20–25%, а на теплоту – 75–80%, що сприяє розігріву і динамічному відпуску.

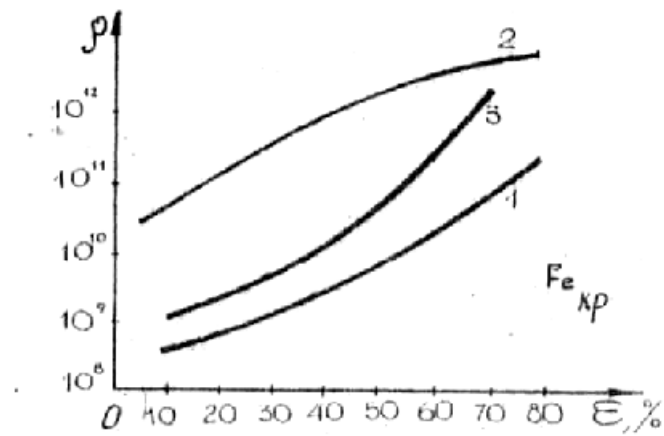


Рис. 2.29. Криві залежності щільності дислокацій від ступеню деформації  $\epsilon$

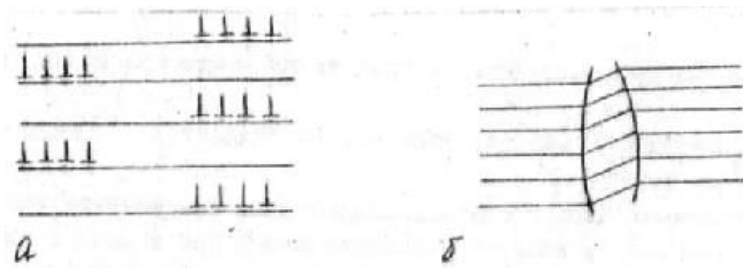


Рис. 2.30. Механізми зміцнення на стадії III

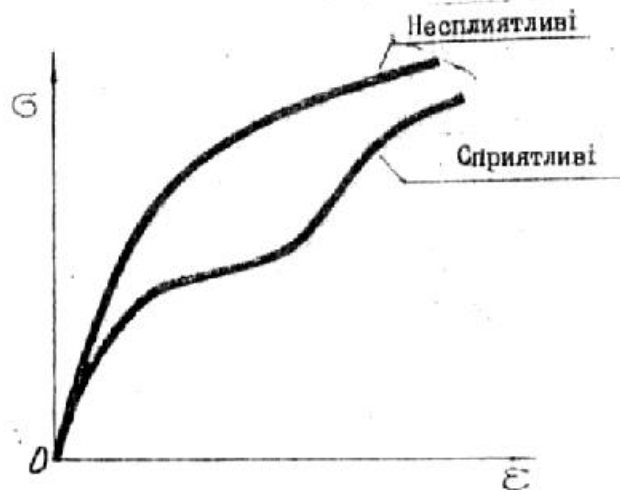


Рис. 2.31. Криві зміцнення для ГЦК- і ОЦК-металів

Зміцнення зменшується через знеміцнення. Останнє викликається кількома причинами (Рис. 2.30):



1) анігіляцією дислокації;  
2) поперечним ковзанням;  
3) перековуванням дислокацій під дією високих напружень в іншу площину;

4) скидоутворенням – концентрацією дислокації на сусідніх площинах призводить до викривлення атомних площин решітки внаслідок перебудовування дислокацій.

Скидоутворення – це ковзання з вигином, або некрystalографічне ковзання. Багато в чому скидоутворення схоже з двійникуванням (здійснюється за частки секунди – приблизно  $10^4$  с). Воно створює значні локальні деформації всередині кристалів і при зустрічі з межами зерен, викликаючи деформацію останніх;

5) формуванням комірчастої структури, що також призводить до помітної анігіляції дислокацій внаслідок їх взаємодії, дислокаційних реакцій і перерозподілу;

б) проривами ковзаючи дислокацій через бар'єри Ломер - Коттрелла. Цьому сприяє і посилене поперечне ковзання, посилюється обгинання бар'єрів Ломер - Коттрелла;

7) динамічним відпуском – внаслідок значного підвищення температури посилює рух, перерозподіл і взаємодію вакансій та дислокацій.

Величина деформаційного зміцнення визначається такими показниками:

1) енергією  $\gamma$  дефекту упаковки. На стадіях I і II вона збільшується зі зменшенням  $\gamma$ ;

2) впливом температури – з підвищенням температури області I і II звужуються, а області 3 розширюються. При зниженні температури області 1 і 2 розширюються, а область III звужується. Це сильніше проявляється в металах з великою  $\gamma$ ;

3) орієнтацією – обертаючи монокристал, можна ускладнити його деформацію, зменшуючи і навіть виключаючи область I, звужуючи область II і розширюючи область III (Рис. 2.31);

4) типом решітки – в ОЦК-металах зміцнення більш слабке, ніж у ГЦК.

Причини цього наступні:

а) специфічні властивості дислокації (вузькі, важко розміщені);

б) дислокації легко переходять на сусідні площини внаслідок поперечного ковзання;

в) при взаємодії дислокацій не утворюються міцні бар'єри, як у ГЦК-металах.

## 2.6. Природа деформаційного зміцнення полікристалів

Механізм пластичної деформації моно- і полікристалів схожі – мають дислокаційну природу. При деформації ковзанням і двійникуванням структурні зміни у полікристалах за своїм характером такі самі, як і в монокристалах (Рис. 2.32).

При деформації полікристалів область I, як правило, настільки вузька, що нею часто нехтують. Вона чітко виявляється тільки структурними методами. Механізм зміцнення такий самий, як і в монокристалах.

Область II звичайно сильно звужена, а область III – розширена.

На деформацію полікристала дуже впливають:

1) разорієнтація (зерна з різною орієнтацією взаємно блокують одне одного при деформації). Це проявляється сильніше при більших кутах разорієнтації;

2) зерна з різною орієнтацією деформуються неодноразомно і нерівномірно через ефект взаємного блокування, а також через наявність меж зерен (біля стиків зерна деформуються раніше і сильніше), межі зерен є перешкодою дислокаціям, але можуть служити і як джерела дислокацій. Крім того, можуть і самі деформуватися внаслідок ковзання між зернами і зсуву (зміщення) межі.

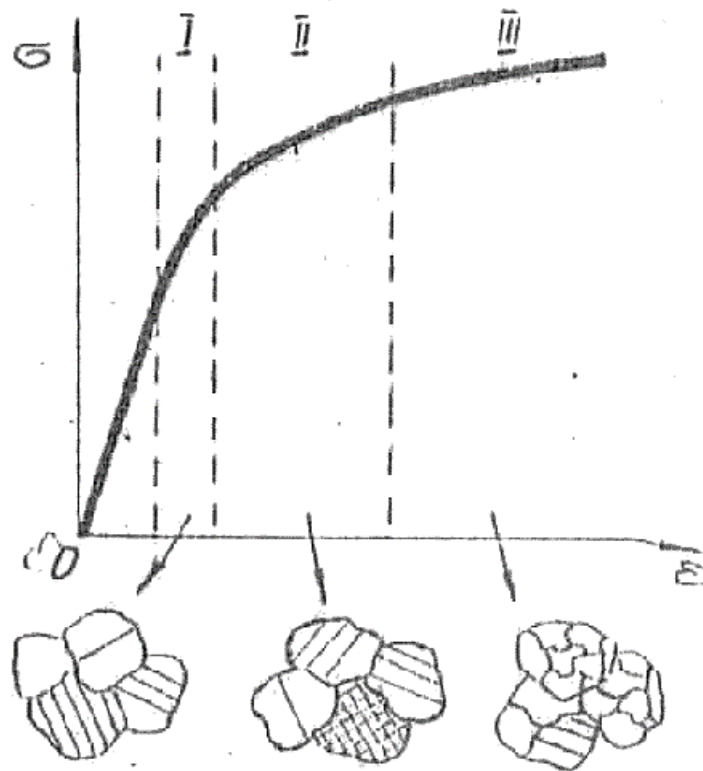


Рис. 2.32. Структурні зміни в полікристалах при деформації

Межі на стадіях I і II поводяться як важкопереборні (міцні) перешкоди для руху дислокації, а на стадії III більша частина меж долається скупченням дислокацій (зубчасті межі). Межі зерен посилюють нерівномірність деформації і зміцнення.

Комірчаста структура формується нерівномірно і посилює турбулентність ковзання.

## 2.7. Двійникування металів і сплавів

Двійникування – це процес, який конкурує з ковзанням у релаксації ззовні прикладеного напруження. На відміну від процесу ковзання воно пов'язане з перебудовою (переорієнтуванням частин кристала) кристалічної решітки. У кожному окремому випадку релаксація може відбутися за тим чи іншим механізмом або одночасно за двома механізмами, якщо для цього будуть

відповідні умови як з точки зору геометрії процесу, так і з енергетичної. Схематично обидва процеси показано на Рис. 2.33.

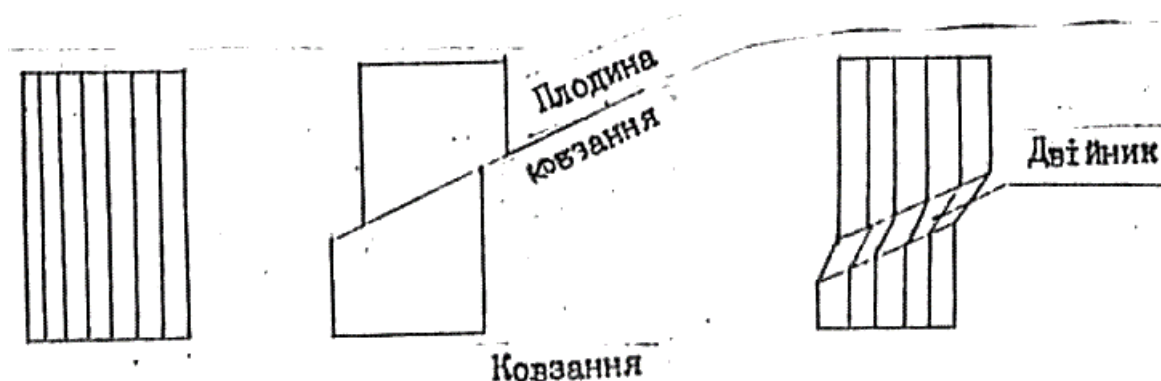


Рис. 2.33. Двійникування і ковзання

У ГЦК-металах площини ковзання і двійникування збігаються, але напруження двійникування вище за напруження ковзання ( $\tau_{зв} > \tau_k$ ).

У ГЦК-металах і сплавах (аустеніті) ковзання відбувається легше. Почавшись, воно подавляє двійникування. У ГЦК-металах двійникування відбувається важко, що й стало причиною тривалого заперечення можливості двійникування у цих металах. Нині можливість двійникування показано для міді, нікелю, латуні, золота, аустеніту та ін.

Металофізично лінії ковзання виявити важче, ніж двійники, які мають вигляд тонких лінзоподібних або клиновидних прошарків. Лінії ковзання, доходячи до двійників, зупиняються або перетинають їх, змінюючи напрям (Рис. 2.34). При травленні полікристалів двійникові межі виявляються як звичайні, а при травленні на дислокації видно, що вони складаються з набору дислокацій.

Здатність до травлення кристалу і двійника різна. Двійникування супроводжується певною деформацією, яка змінюється залежно від типу решітки в межах 5-10%. У цинку після двійникування об'єм збільшується на 7,3%.

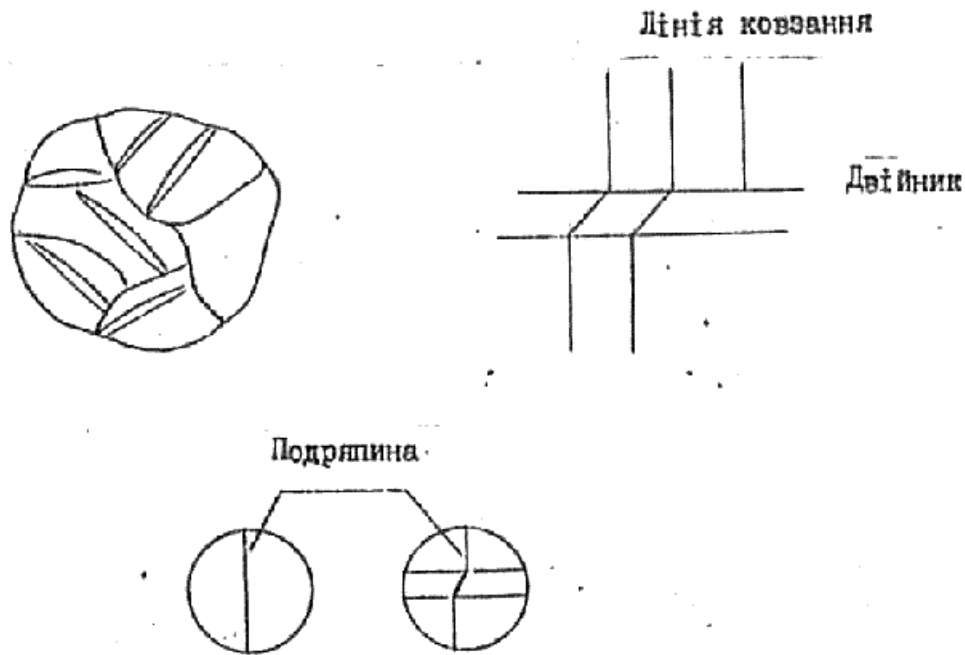


Рис. 2.34. Взаємодія лінії ковзання з двійником

Напруження двійникування сильно залежить від температури. При температурах вище як  $0^{\circ}\text{C}$  напруження двійникування вищі, ніж напруження ковзання (для заліза). Нерідко вони за величиною наближаються до напруження руйнування ( $\tau_{\text{дв}} \sim \tau_{\text{р}}$ ), наприклад, у кременистому залізі. Коли вони близькі, релаксація може здійснюватися і руйнуванням і двійникуванням. При негативних температурах значення  $\tau_{\text{к}}$  і  $\tau_{\text{дв}}$  зближаються, а при  $-80^{\circ}\text{C}$  і нижче для кременистого заліза  $\tau_{\text{дв}} < \tau_{\text{к}}$ , тобто двійникування є кращим процесом. У більшості випадків це не вигідно.

У розвитку двійникування суттєве значення має швидкість деформації. Двійникування реалізується легше при великих швидкостях деформації.

Двійникування має дислокаційну природу, причому як і ковзання воно здійснюється переміщенням дислокацій. Джерела дислокацій при двійникуванні схожі з джерелами дислокацій при ковзанні. Джерела двійникуючих дислокацій схожі за своєю природою з джерелами типу Франка – Ріда. Джерела Франка – Ріда модернізовані Коттрелом і Білбі для двійникування.

Для того щоб відбувалося генерування двійникуючих дислокацій і утворення двійників, необхідно виконати кілька умов.

1. Необхідно розщеплення певного типу дислокацій на часткові з двійникуючим дефектом між ними. Енергія розщеплення дислокацій велика, через що ковзання реалізується раніше, ніж двійникування.

2. Розщеплену дислокацію треба закріпити однією або двома ділянками на гвинтовій дислокації. Схему однокінечного джерела типу Франка – Ріда, модернізовану Коттрелом і Білбі для двійникування, показано на Рис. 2.35. При повному повороті дислокація *OC* не повертається у початкову площину, а піднімається на значення вектору гвинтової дислокації. Внаслідок серії поворотів по периферії гелікоїда, описуваного цією дислокацією, створюється група дислокацій, котрі можуть ковзати у своїх атомних площинах, віддаляючись від описуваного гелікоїда. У міру накопичення все нових і нових дислокацій і руху їх у своїх площинах забезпечується потовщення утворюваного двійникового прошарку і його продовження. Такий прошарок набуває клиновидної форми (Рис. 2.36).

Неважно уявити і дію двокінечного джерела двійникуючих дислокацій, тобто генерування двійникових дислокацій відбувається подібно до генерування ковзних дислокацій джерелом Франка – Ріда. При двійникуванні дислокації, що вигинаються навколо вузлів, закручуються навколо вузлових гвинтових дислокацій з утворенням гелікоїда.

Цей гелікоїд закручується вгору і вниз від точок закріплення по гвинтовій лінії і таким чином забезпечується потовщення двійникування, а подовження досягається рухом дислокацій у своїх площинах ковзання. У результаті утворюється лінзоподібний двійник.

3. Двійник повинен доростати до критичної величини (розміру), щоб набути стійкості. Стабілізація настає при товщина 100-2000Å, двійники менших товщин можуть захоплюватися.

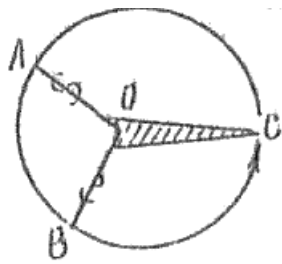


Рис. 2.35. Схема руху дислокацій: ОС -розщепленої; ОВ - гвинтової

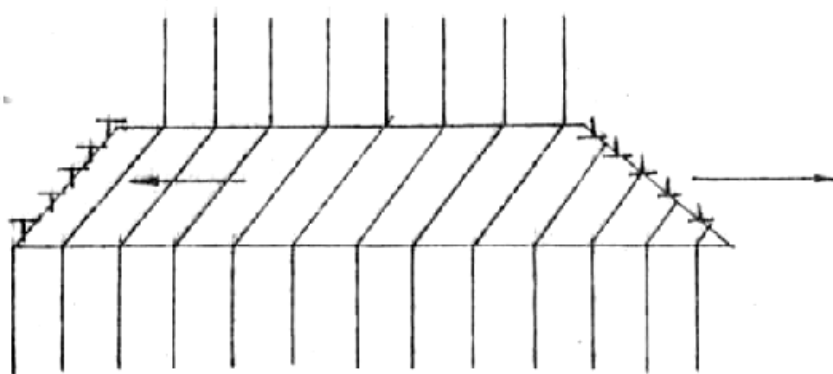
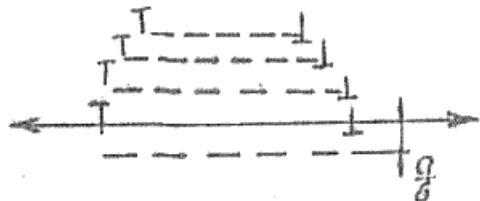
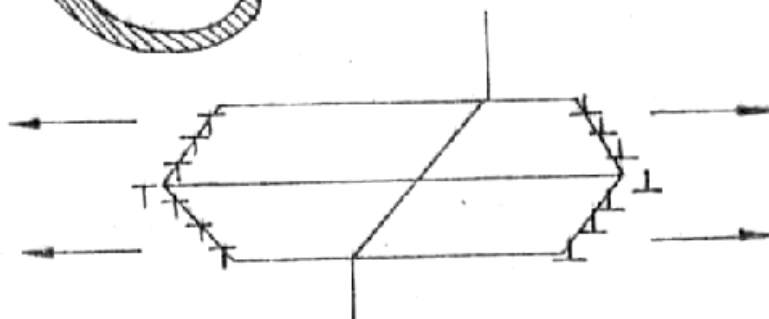


Рис. 2.36. Клиновидний прошарок



Рис. 2.37. Схема утворення лінзоподібного двійника



Пружне двійникування на цій стадії спостерігалось у вісмуті, сурмі, кременистому залізі та інших металах. За своєю природою воно схоже з

утворенням пружних мартенситних кристалів, які спостерігалися в роботах Г.В. Курдюмова.

Двійники, які пройшли стадію стабілізації, ростуть з дуже великою швидкістю. Причина та, що напруження росту двійника значно менше, ніж напруження, необхідне для його зародження.

Поряд з цим напруження для переміщення двійникуючих дислокацій набагато менше (приблизно  $10^4$ ) за напруження ковзання ковзних дислокацій. У результаті двійники ростуть з дуже великими швидкостями. Експериментально спостерігалися швидкості росту двійника при навантаженні ударом молота близько 1000–1200 м/с (кремній, залізо, цинк та ін.), а при вибухових деформаціях – близько 3000–3500 м/с і більше. Теоретично обчислена швидкість росту двійника може дорівнювати близько 5000...6000 м/с (при вибуху), тобто гранична швидкість їх росту може дорівнювати швидкості поширення звуку або пружних напружень у твердих тілах.

Поздовжня швидкість росту двійника (особливо на динамічній стадії росту) набагато перевищує швидкість у поперечному напрямку. За даними Фінкеля поперечна швидкість росту двійника у кременистому залізі дорівнює не більше як 50 м/с.

На вістрі двійника, який росте, сконцентрована велика кількість дислокацій (на стадії динамічного росту – 200–300). Розглядаючи двійник як рухливе скупчення дислокацій, неважко показати, що при рості він чинить на матриці і перешкоди, з якими зіштовхується, імпульсивний вплив, котрий за величиною значно більший, ніж при ковзанні. Двійникування супроводжується більшим за величиною і різноманітнішими за характером локальними деформаціями, ніж при ковзанні. Їх величина і характер залежать від товщини і швидкості росту двійника та їх динамічних характеристик. При зіткненні з перешкодами типу меж двійник може викликати вторинне ковзання, двійникування, зміщення межі (бар'єра), а також руйнування, котрі локалізуються або в одному з зерен (сусідньому чи власному), або в обох



зернах, або на межі поділу. Двійникування легше ініціює руйнування, ніж ковзання.

## **2.8. Особливості локальних деформацій при ковзанні та двійникуванні**

У процесі пластичної деформації дислокації в кристалах накопичуються і розподіляються нерівномірно, концентруються у смугах ковзання і біля перешкод. Нерідко це є причиною локалізації деформації, зміцнення і руйнування. Ці процеси, як і процеси пластичної деформації, тісно пов'язані з процесами розмноження і накопичення руху, взаємодії і розподілу у кристалах дислокацій. Ці важливі для теорії дислокацій питання безперервно досліджуються, щоб з'ясувати природу вторинної мікронеоднорідності і локальних деформацій, які утворюються внаслідок пластичної і термічної обробки.

Багато уваги приділяється питанням накопичення дислокацій біля перешкод різного типу, виду і величині скупчень дислокацій біля перешкод, їх розподілу і характеру релаксації. Ці питання важливі, оскільки вони визначають природу локальних деформацій, які утворюються при взаємодії смуг ковзання і двійників з перешкодами, в першу чергу з перешкодами типу меж поділу.

На підставі результатів мікроскопічних досліджень за допомогою оптичного й електронного мікроскопів виявлена природа локальних скупчень дислокацій і перешкод в аустеніті та фериті, в інших металах і сплавах, і можливі способи релаксації пов'язаних з ними напружень.

Внаслідок взаємодії смуг ковзання з перешкодами типу меж поділу релаксація напружень може здійснюватися такими способами:

- а) переходом (проривом) дислокацій через межу;
- б) активізацією джерел ковзання у сусідньому або власному зерні;
- в) утворенням складно деформованих зон;
- г) локальним зміщенням (зсувом) межі або міжзеренним ковзанням;
- д) двійникуванням в одному із зерен;

- е) міжзеренним ковзанням (вздовж межі);
- є) утворенням мікротріщин в одному чи обох зернах або на межі поділу (Рис. 2.38);
- ж) комбінацією цих способів.

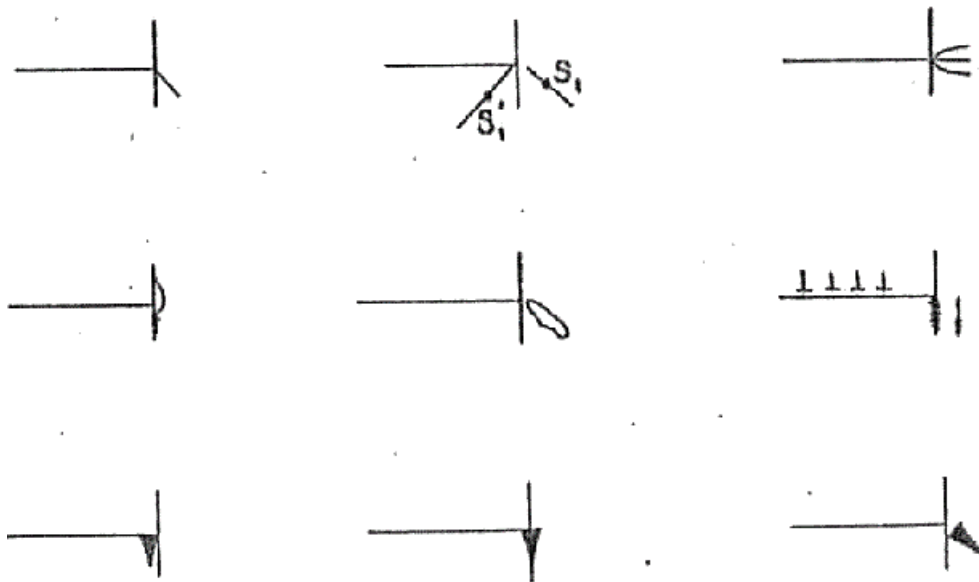


Рис. 2.38. Релаксація напружень при взаємодії смуги ковзання і межі зерна

Внаслідок взаємодії двійників з перешкодами утворюються загалом схожі за характером локальні деформації. При двійникуванні, яке відбувається при більшому напруженні і характеризується більшою швидкістю росту й імпульсивністю дії на матрицю і перешкоди, утворюються, як правило, більші за величиною і різноманітніші за характером локальні деформації. Аналізуючи особливості двійникування, природу джерел, особливості зародження і ріст двійників, природу локальних скупчень дислокацій на вістрі двійника, ріст якого припиняється перешкодою, важливо враховувати, що вістря двійника, який росте, є рухливим тривимірним скупченням дислокацій. Цим значною мірою і визначаються особливості і характер локальних деформацій при взаємодії двійників з перешкодами всередині зерен і на межі поділу між ними.

Це добре видно з аналізу локальних деформацій при зупинці двійника всередині зерна, при зіткненні його з міжзеренною межею, при перетинанні й зупинці одного двійника іншим, а також при взаємодії співударних двійників.

Важливим є питання про динамічні ефекти дислокацій при двійникуванні і ковзанні. При двійникуванні вони виражені сильніше. Локальні деформації, які виникають при зіткненні смуг ковзання і двійників з межами поділу, часто дуже схожі з відбитими і заломленими променями (хвилями напружень). При двійникуванні це проявляється сильніше. Виявлено часткове і повне заломлення і відбиття пружно-пластичного імпульсу двійника, інтерференційні явища в результаті багаторазового відбиття (і заломлення) імпульсу двійника, при перекритті зон пружних і пластичних деформацій тощо.

Двійникування легше ініціює акти руйнування (у фериті це проявляється сильніше, ніж в аустеніті).

## **2.9. Руйнування металів і сплавів.**

### **Дислокаційні моделі руйнування**

Експериментально доведено, що руйнування невіддільне від процесів пластичної деформації. Мікромеханізми, які зумовлюють пластичність, за певних умов можуть викликати і руйнування. Це означає, що в процесі пластичної деформації відбуваються явища, які йому сприяють. У цих процесах, як відомо, важливе значення мають дислокації.

Дуже важливою стадією в цьому процесі зародження тріщин руйнування є взаємодія дислокацій з перешкодою. Дислокації, які генеруються джерелами типу Франка–Ріда, при зустрічі з міцною перешкодою, яка лежить у площині їх ковзання, можуть накопичуватись перед перешкодою, утворюючи скупчення дислокацій. Накопиченню і спресовуванню біля перешкоди дислокацій сприяє прикладене напруження  $\tau_a$ . При цьому концентруються високі напруження, котрі передаються через головну дислокацію на перешкоду.

Ці напруження тим більші, чим більше дислокацій накопичується біля перешкоди (Рис. 2.39, а).

Напруження можуть досягати величини, при якій можна:

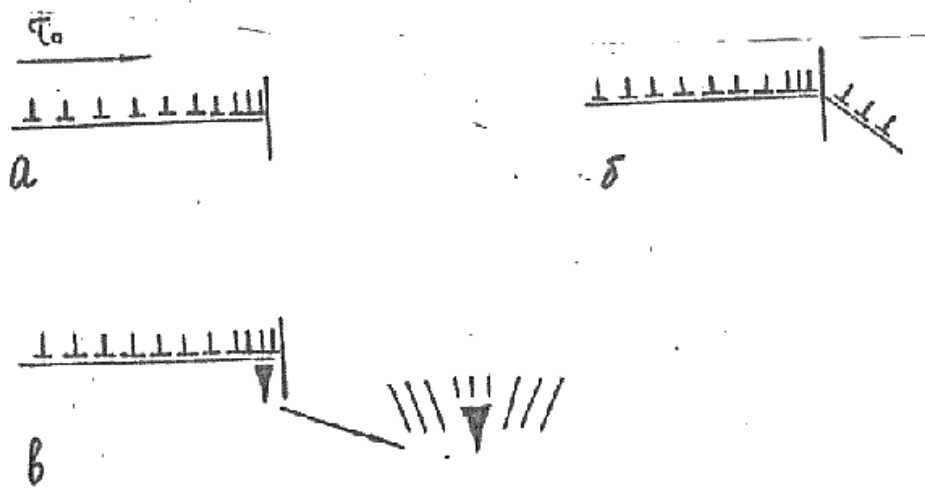


Рис. 2.39. Механізми руйнування

- подолати опір перешкоди. При цьому дислокації, прориваючись, утворюють лавину зсувів за перешкодою (пластична релаксація, Рис. 2.39, б);
- зблизити головні дислокації біля перешкоди настільки, що вони зливаються в один загальний дефект – зародкову тріщину (Рис. 2.39, в).

Мотт вказав на можливість пластичної релаксації у власному зерні, якщо активація джерел у цьому зерні відбувається легше, ніж у сусідньому.

Експериментально показано утворення скупчень дислокацій біля перешкод (типу закріплених дислокацій, субмеж, меж зерен, двійників, біля неметалічних включень тощо (Рис. 2.40). Вивчено природу перешкод, види скупчень дислокацій біля них, характер розподілу дислокацій у скупченнях при ковзанні та двійнику ванні; вдалося визначити величину і вид скупчень дислокацій на різних етапах пластичної деформації, морфологію й топографію локальних напружень і локальних деформацій біля перешкод.

Дислокації в скупченнях розподіляються закономірно (спочатку це було показано теоретично, а потім і експериментально) на великій кількості об'єктів.

Положення  $x_i$  – дислокації у скупченні можна визначити із співвідношення:

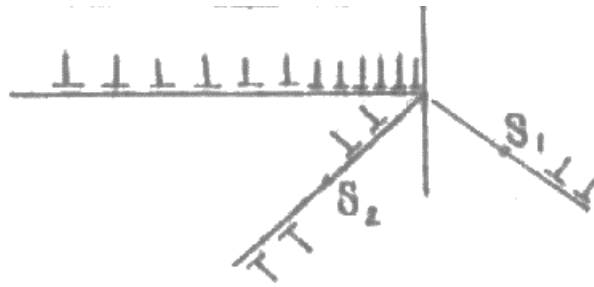


Рис. 2.40. Утворення скупчень дислокацій біля перешкод

$$x_i = \frac{A \pi^2}{8 n \tau a} (i - 1), \quad (2.5)$$

де  $A = \frac{G_B}{2\pi}$  - для гвинтової дислокації;

$A = \frac{G_B}{2\pi} (1 - \nu)$  - для крайових дислокацій.

Число дислокацій, які розміщуються на довжині  $L$ :

$$n = \frac{L \tau a}{2 A} \quad (2.6)$$

Великі скупчення дислокацій можуть виникати біля міцних перешкод типу меж зерен, некогерентних двійникових меж, заблокованих субзерен, неметалічних включень, смуг ковзання із складною дислокаційною структурою.

Дотичні напруження  $\tau$ , які діють на ведучу дислокацію в скупченні (за А. Котреллом),  $\tau = n \tau_a$ , тобто пропорційні числу дислокацій у скупченні. Джерела типу Франка – Ріда здатні генерувати величезне число дислокацій, і сконцентровані на ведучій дислокації напруження можуть бути дуже значні.

Нормальні напруження, створювані на ведучій дислокації скупчення (за Келлером, Рис. 2.41)

$$G = K n \tau_a, \quad (2.7)$$

де  $K \approx 1$  (коефіцієнт пропорційності).

У межах  $L$  напруження більше за прикладене напруження  $\tau_a$ , тобто воно поширюється на більшу глибину і може релаксувати як пластичною деформацією, так і руйнуванням (Рис. 2.42).

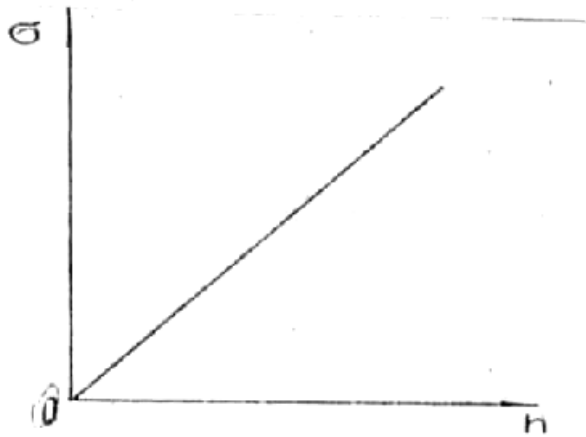


Рис. 2.41. Графік залежності нормальних напружень, створюваних на ведучій дислокації скупчення, від числа дислокацій

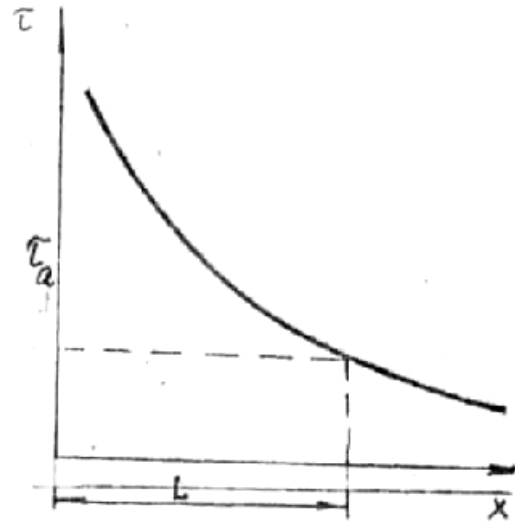


Рис. 2.42. Крива залежності дотичних напружень  $\tau_a$  від відстані до голови скупчення дислокації

Стро уточнив напружений стан біля стику скупчення дислокацій з перешкодою і слідом за Ешелбі визначив величину нормальних напружень на відстані  $\tau$  від лідера і залежно від кута  $\theta$ :

$$\sigma = \frac{3}{2} \left(\frac{L}{\tau}\right)^{\frac{1}{2}} \tau_a \sin \theta \cos \frac{1}{2} \theta \quad (2.8)$$

Диференціюючи цей вираз, Стро дістав рівняння для визначення  $G_{\max}$ :

$$G_{\max} = \frac{2}{\sqrt{3}} \tau_a \sqrt{\frac{L}{\tau}} \quad (2.9)$$

і показав, що воно знаходиться під кутом  $\theta = 70,5^\circ$  для ОЦК-металів,  $\theta = 60^\circ$  для ГЦК-металів.

Стро визначив і умову (критерій) руйнування. Вона визначається у вигляді співвідношення

$$\tau_{\text{кр}} = \frac{12\gamma}{nb}; \quad (2.10)$$

$$\gamma = \alpha n B G \quad (2.11)$$

де  $\gamma$  – поверхнева енергія утворення тріщини;  
 $n$  – число дислокацій;  $B$  – їх вектор Бюргерса.

Довжина зародкової тріщини, визначена в критерію Стро,

$$C = n^2 B, \quad (2.12)$$

За даними Стро, тріщина утворюється, якщо у скупченні накопичується 1000 дислокацій, тобто розмір її  $\sim 10^{-2}$  см, що виявилось забагато. Утевський і Орлов показали: тріщини можуть виникати від скупчення з  $n \geq 100$  дислокацій. За даними Брауна, для міді потрібно близько 200 дислокацій, що дістало підтвердження і в ряді інших робіт (Гілман, Трефілов та ін.). Стро уточнив у подальшому свої дані й показав, що для утворення тріщини достатні скупчення в 100–200 дислокацій (Рис. 2.43).

Ширина сходинок після деформації на поверхні кристалів дорівнює 50...800 Å, а сходинок, які задовольняють прохід 100–200 дислокацій у залізі, - 250...600 Å, тобто узгодженість добра. Нині є достатньо експериментальних даних, які підтверджують ці висновки.

Таким чином, скупчення дислокацій є причиною утворення тріщин.

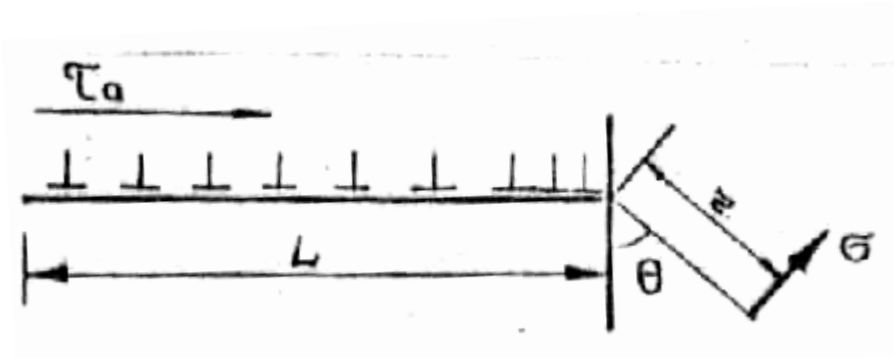


Рис. 2.43. Схема утворення тріщин за Стро

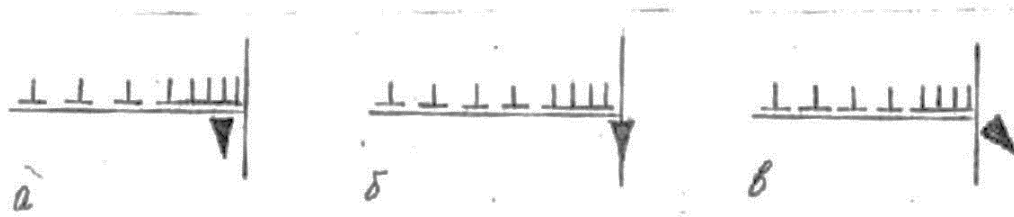


Рис. 2.44. Схема руйнування : а – біля стику; б – на стику; в – за стиком зерен

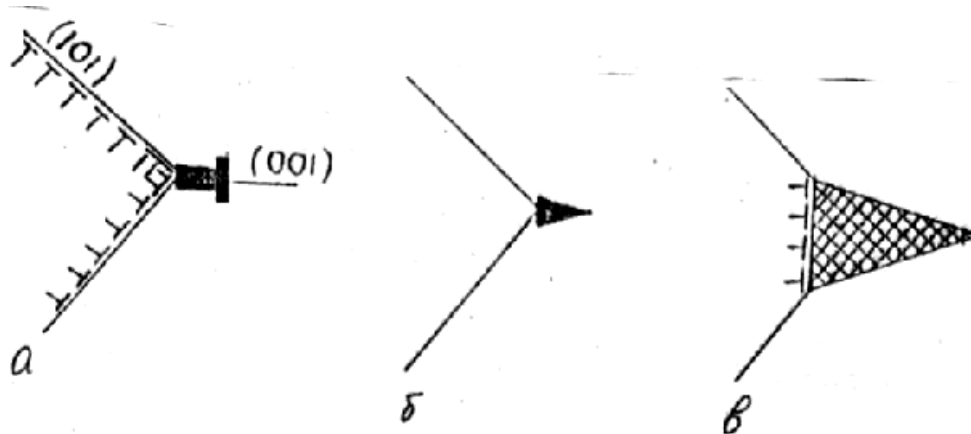


Рис. 2.45. Утворення тріщин за Котреллом

Незрозумілим залишається питання, коли і де утворюється тріщина, оскільки релаксація напружень від скупчення дислокацій може здійснюватися різними способами: а) ковзанням; б) двійникуванням; в) деформацією бар'єра або міжзеренним ковзанням; г) руйнуванням.

Ці процеси – конкуруючі. Руйнування настає тоді, коли процеси пластичної релаксації напружень з якихось причин загальмовані. Руйнування можуть відбуватися біля стику (Рис. 2.44, а), на стику (Рис. 2.44, б), поза стиком (Рис. 2.44, в) зерен. Можливі їх комбінації.

Напруження, при яких відбуваються процеси а-в, різні. Вони виникають по-різному. Для пластичної релаксації суттєвою є або наявність ефективних джерел ковзання, або двійникування, або міжзеренного ковзання, або зсуву самого бар'єра.



Котрелл вказав ще одну модель утворення тріщин, яка в ОЦК-металах легко реалізується на стадії множинного (спряженого) ковзання. Ковзання дислокацій по спряжених пересічних площинах типу (110) за певних умов призводить до злиття цих дислокацій біля місця перетину в дислокацію типу (001), при накопиченні яких утворюється тріщина сколювання. Подібні злиття (Рис. 2.45) енергетично вигідні. Внаслідок взаємодії груп дислокацій утворюються подвійні, або парні, скупчення дислокацій з набагато більшою концентрацією напружень біля стику.

Оцінки Котрелла і Шоу, зроблені для  $\alpha$ -заліза і пероксиду марганцю, можна узагальнити у вигляді формули:

$$\tau = \alpha n^{\beta} \tau_a, \quad (2.13)$$

де  $\alpha = 1 \pm 0,3$ ;  $2 < \beta > 1$ .

За розрахунками Котрелла і Шоу фактор концентрації для подвійного скупчення (при  $\alpha = 90^\circ$ ) дислокацій значно більший, ніж для поодинокого (Рис. 2.46). Такі скупчення експериментально спостерігалися в багатьох об'єктах.

Для утворення тріщин достатньо парних скупчень з 20–50 дислокаціями в кожному ряду. Такі скупчення часто виявляються на стадії множинного ковзання. Тому такий процес утворення тріщин є ймовірним.

Ефективне джерело тріщин – двійникування. У першому наближенні його можна звести до ковзання. При цьому важливо враховувати, що скупчення дислокацій при ковзанні утворюються в результаті їх поступового накопичення біля перешкоди, а при двійникуванні утворюється рухливе скупчення дислокацій (уже на стадії стабілізації воно складається з 200–300 дислокацій), яке при розростанні двійника рухається з дуже великою швидкістю. Тому ріст двійника слід уявляти як поширення рухливого скупчення дислокацій, сконцентрованих на його вістрі. В результаті даватиметься взнаки і дія ковзання дислокацій на матрицю й перешкоди, і дія його ударного пружно-пластичного імпульсу внаслідок динамічних властивостей дислокацій.

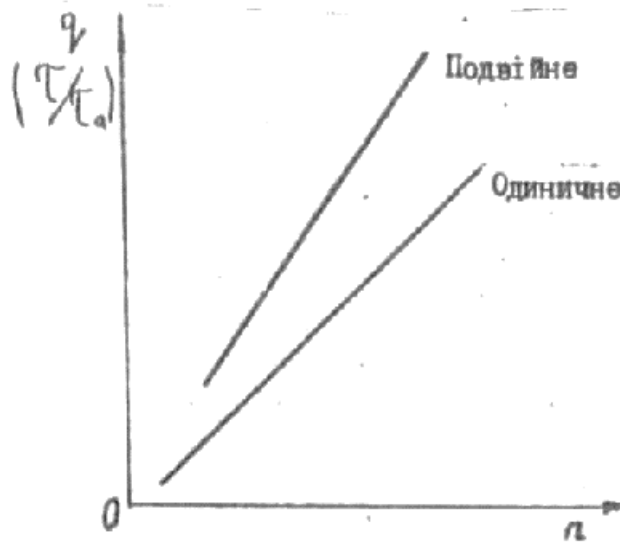


Рис. 2.46. Вплив фактору концентрації  $q$  для подвійного і одиничного скупчення

Першу складову оцінив у своїх роботах Хонда (без динамічного ефекту, випадок двійника, який повільно зростає):

$$\sqrt{\tau} = n\tau_{a\text{дв}} \quad (2.14)$$

Але якщо врахувати динамічні властивості дислокацій двійника, що швидко зростає, який імпульсивно впливає на матрицю і перешкоду, то  $\tau$  значно зростає.

Це можна бачити із співвідношення, яке визначає енергію рухливих дислокацій на вістрі двійника:

$$E = nB\rho^2 v^2, \quad (2.15)$$

де  $B$ ,  $\rho^2$ ,  $v^2$  – імпульс одиничної дислокації за Котреллом;  $B$  – вектор Бюргерса;  $\rho$  – сила, що припадає на одиницю довжини дислокації, яка рухається зі швидкістю  $V$ .

За даними Вуда, при  $V = 1000$  м/с  $\tau$  подвоюється, тобто на перешкоду і матрицю чиниться набагато більша збурююча дія, ніж при ковзанні. Тому при двійникуванні ймовірність утворення тріщин більша. Розміри двійників змінюються від 100–200 до  $10^4$  Å.

Тому число дислокацій на вістрі двійника, який рухається і зупиняється, буде значно більшим, ніж при ковзанні, особливо в першу мить зіткнення з перешкодою. Цим імпульсом утруднюється і релаксація напружень. Існує думка, що з утворенням перших двійників слід чекати й утворення тріщин.

Ще більше напруження може виникати при взаємодії співударних двійників вершинами. У цьому випадку, подібно до схеми Коттрелла, напруження ковзання дислокацій та їх динамічних властивостей додаються геометрично і результуюча може досягати дуже великих значень (Рис. 2.47). Внаслідок перетину і взаємодії двійникуючих дислокацій і дислокацій випередження можуть виникати дислокації сколювання  $/001/$ , що призводять до утворення тріщин сколювання.

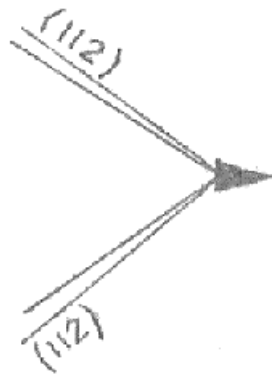


Рис. 2.47. До взаємодії співударних двійників вершинами

Мало вивчене питання утворення тріщин. Раніше вважалось, що тріщини утворюються на завершальних етапах пластичної деформації, поблизу або на стадії утворення шийки. Пізніше було показано, що вони можуть виявлятися після 5–70%-ї, а в окремих випадках і після 3%-ї деформації, що знайшло підтвердження в ряді робіт.

Встановлено, що тріщини можуть утворюватись і при менших деформаціях, особливо в крупнозернистих матеріалах, а також коли є зуб текучості і здійснюється двійникування. При двійникуванні поява тріщин можлива практично з появою першого двійника в місцях її перетину і співудару. Аналогічні висловлювання стосуються і преривчастого ковзання.

## 2.10. Механізм росту тріщин

Не кожна тріщина, яка зародилася, призводить до руйнування. При зародженні тріщин, як і при двійникуванні, є критична стадія, проходячи яку вони стають стабільними і стійкими. Зародження тріщини – це ще не руйнування. Тому важливо знати механізм тріщиноутворення, а також чому зародкові тріщини не ростуть і коли вони ростуть.

Процес руйнування складається з двох стадій (Рис. 2.48):

- 1) зародження тріщини;
- 2) зростання тріщини.

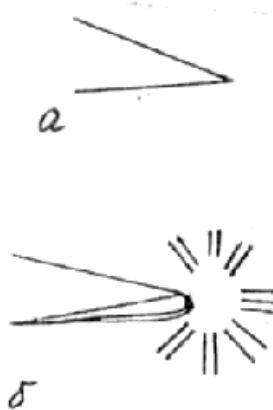


Рис. 2.48. Стадії процесу руйнування

Зростання тріщини полегшується, якщо гирло тріщини гостре. Така її форма сприяє інтенсивній концентрації напружень на гострому околицю гирла тріщини. Концентрація напружень на кінчику тріщини виражається формулою:

$$K = 1 + 2 \sqrt{\frac{l}{R}}, \quad (2.16)$$

де  $l$  – довжина тріщини, яка розповсюджується з поверхні, або напівдовжина внутрішньої еліптичної тріщини;  $R$  – радіус її кінчика.

Чим більш гострим є гирло тріщини, тим швидше вона розростається, і навпаки, тріщина зростає, якщо перевищуються міжатомні взаємодії.

Поки тріщина зростає, на її краях відбуваються пластичні деформації, які поступово затуплюють її гирло. Ці зміни на вістрі тріщини локалізуються більш сильно, тому вона може затуплюватись, округлятись.

Чим більш сильно затуплюється тріщина, тим більше знижується сконцентроване напруження і тим важче рухатися тріщині, оскільки їй необхідно долати опір матеріалу, зміцненого актами пластичної деформації. Коли радіус затуплення стає досить великим, зростання тріщини припиняється. При цьому основна частина енергії, яка витрачається на руйнування, розповсюджується на акти пластичної деформації.

Щоб викликати подальше зростання тріщини, необхідно підвищувати прикладене напруження  $\tau_a$ . Цим досягається збільшення концентрацій гирлів і навколо тріщини (заштриховані області Рис. 2.49). Найчастіше деформація руйнування починається не на затупленому краю, а перед ним – в області дії локально високих напружень (Рис. 2.50). Розростаючись, нова тріщина зливається зі старою і в результаті вони зростають спільно, оскільки напруження складаються і на вістрі маленької тріщини, ще не затупленої, причому дуже велике. Затуплення відбувається пізніше. Потім знову повторюється цикл зародження нової тріщини (далі від старої), їх злиття і спільне зростання, внаслідок чого початкова тріщина зростає не безперервно, а із зупинками.



Рис. 2.49. Концентрація напружень в гирлі і навколо тріщин

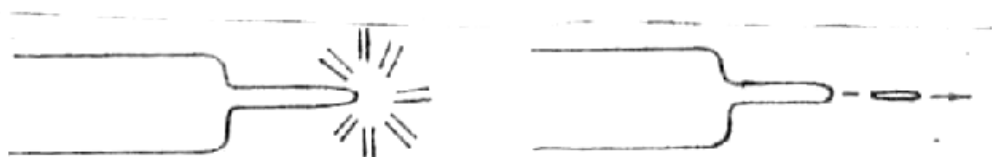


Рис. 2.50. Картина зростання тріщин

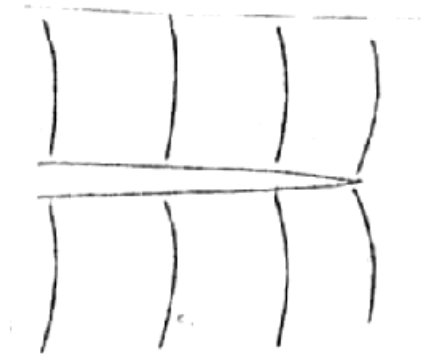


Рис. 2.51. Затуплення тріщини в місці зупинки

Якщо дослідити рельєф поверхні руйнування, то на ній завжди виявляються місця зупинки і ділянки проростання тріщини. У місці зупинки і ділянки (Рис. 2.51) виявляються скупчення дислокацій, які рухаються за певними площинами ковзання (роботи Е.П. Погребного). З цього випливає, що контролюючою ланкою руйнування може бути як зародження, так і зростання тріщини.

Тріщина не завжди може зароджуватись перед вістрям. При наявності дефектів вона може з'являтися і на інших ділянках, де спостерігається висока локалізація напружень. Цим можна пояснити викривлення, східчастість і розгалуження тріщин. Останнє – дуже небезпечний вид руйнування. Воно створює гаму тріщин з різними за характером окрайками, через які гальмування одних не припиняє росту тріщини за рахунок інших.

Коттрелл і Петч вивели рівняння для напруження руйнування полікристалічного агрегату:

$$\sigma_F = \sigma_{OF} + K_F d^{1/2}, \quad (2.17)$$

де  $\sigma_{OF}$ ,  $K_F$  – експериментальні константи;  $d$  – середній номер зерна. Ці рівняння зовні схожі з рівняннями для визначення напруження двійникування і текучості:

$$\sigma_T = \sigma_{OT} + K_T d^{-1/2}, \quad (2.18)$$

$$\sigma_{\partial b} = \sigma_{o\partial b} + K_{\partial b} d^{-1/2}, \quad (2.19)$$

у яких параметри  $\sigma_{OT}$ ,  $\sigma_{o\partial b}$ ,  $\sigma_{OF}$  і  $K_T$ ,  $K_{\partial b}$ ,  $K_F$  мають однаковий фізичний зміст.

Таким чином, залежності від розміру зерна границі текучості, напруження течії, двійникування і руйнування описуються одними і тими ж за формою рівняння. Спільність їх форми свідчить про проявлення загальної закономірності у поведінці полікристалічних агрегатів на різних стадіях деформування, яка безпосередньо відбиває фізичні процеси, що лежать в основі пластичної течії, двійникування та руйнування.

Заходи боротьби з тріщиноутворенням:

1. Створення таких умов пластичної деформації, при яких метал деформується максимально рівномірно.
2. Подрібнення структури, оскільки руйнування дрібнозернистих матеріалів відбувається важче, ніж крупнозернистих.
3. Створення всередині зерен великої кількості бар'єрів різного типу, які ускладнюють рух дислокацій, наприклад, легування, м'яке блокування дислокацій.
4. Створення певних субзеренних (комірчастих) дислокаційних структур, які ділять зерно на комірочки. Подібно до подрібнення зерна, вони ускладнюють утворення великих скупчень і перешкод, утворюють міцні демпфуючі перешкоди (типу сіток багат шарового батута), мають високі демпфуючі властивості.
5. Ускладнення дислокаційної структури біля меж зерен – ускладнює утворення і скупчень, і тріщин.
6. Утворення сегрегацій певного типу і частинок другої фази, сильно диспергованих і регулярно рівномірно розподілених у матриці (на межах і голчасті діють негативно).
7. Використання легування, що підвищує опір рухові дислокації. Проте воно може полегшувати двійникування, що небажано. Тому важливо знати, полегшується чи ускладнюється двійникування, тобто треба розв'язувати і проблему двійникування, намагатися максимально ускладнювати його.

Тріщини бувають двох типів: в'язкі і крихкі. Останні дуже небезпечні. Вони розростаються з великою швидкістю (понад 100 м/с), а гранична швидкість їх росту може досягати 3000-3500 м/с. Максимальна швидкість дорівнює швидкості поширення звуку у твердих тілах (6000 м/с).

Швидкість росту в'язких тріщин менша (до 100 м/с). Навколо них виявляються значні локалізації пластичної деформації.

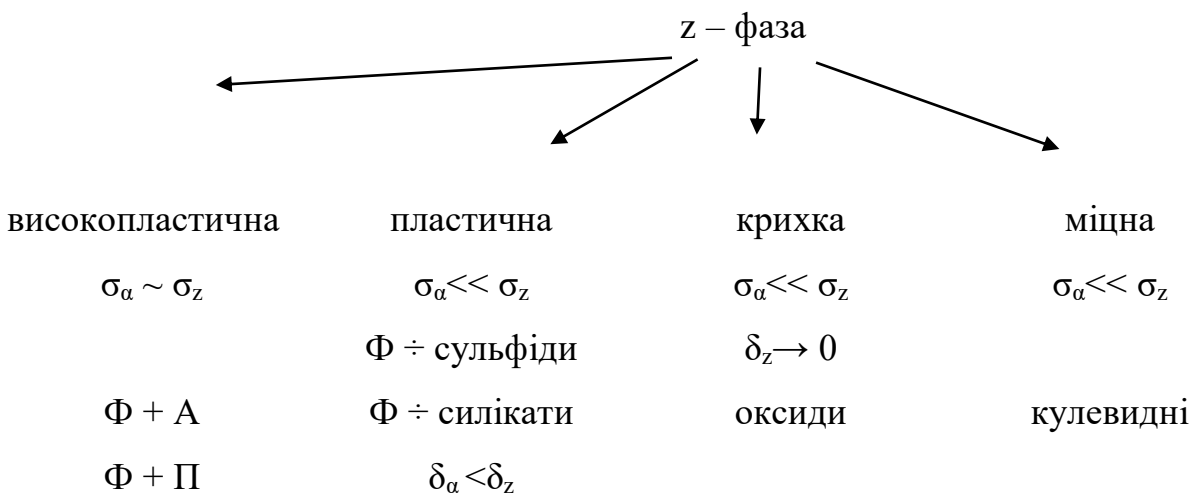
## 2.11 Деформація двофазних сплавів

При деформації двофазних сплавів необхідно враховувати перш за все їх фазовий стан. Він визначається не тільки хімічним складом і природою фаз, а і температурою деформування, співвідношенням фаз у структурі сплаву (об'ємною часткою, співвідношенням властивостей і формою фаз).

У загальному випадку друга фаза відрізняється за структурою і властивостями:

1)  $\alpha + z$ , де  $z$  – фаза може бути металом, твердим розчином або інтерметалічним включенням;

2) За формою і характером розподілу (Рис. 2.52).



$\alpha + \beta$  – латунь;  $\delta_\alpha \sim \delta_z$



Розглянемо деякі типи деформації двофазних сплавів.

1. Деформація фаз з високою пластичністю, наприклад, ферит+аустеніт ( $\sigma_A > \sigma_F$ ,  $\delta_A \sim \delta_F$ ).

Першим починає деформуватися ферит (до 5-10%), а кристали аустеніту дещо запізнюються. По мірі зміцнення фериту різниця у поведінці фериту і аустеніту поступово нівелюється. Зі збільшенням ступеню деформації кристали аустеніту і фериту деформуються спільно, але зміцнюються неоднаково: аустеніт зміцнюється сильніше. Для його зміцнення потрібні менші ступені деформації, ніж для зміцнення фериту (до тієї самої величини).

Відмінність зерен за формою спостерігається мікроскопічно у великому інтервалі деформації – феритні зерна витягнуті сильніше. Неоднорідність деформації зменшує розвиток руйнування (Рис. 2.53).

2. Міцність другої фази значно більше, ніж першої, матричної:

$$\sigma_\alpha \ll \sigma_z, \delta_\alpha < \delta_z (\delta_z - \text{мала}).$$

Наприклад:  $\Phi$  (А) – сульфіди, силікати, дисперсні карбіди тощо.

Деформація другої фази починається, як правило, з великим запізненням. Коли матрична фаза зміцнюється значно і за міцністю суттєво наближається до z-фази, розв'язується пластична деформація z-фази. Вона починається у місцях локалізації напружень і пластичної деформації матриці. У цих ділянках локальні напруження, їх концентрації досягають границі текучості z – фази і в них з'являються сліди пластичної деформації. Зі збільшенням ступеню деформації полегшується і розвиток руйнування, оскільки границі текучості і руйнування для z – фази близькі. Руйнування призводить до поділу пластин z – фази.

3. Якщо запас пластичності z – фази низький ( $\delta_z \rightarrow 0$ ), то вона реагує як крихка фаза (оксиди заліза, марганцю, алюмінію та ін.). Пластична деформація так само починається з матричної  $\alpha$  – фази. Після значних деформацій починає деформуватись і z-фаза. Інтервал пластичної деформації у ній дуже вузький, з появою перших слідів пластичної деформації розв'язуються і акти руйнування. Друга фаза поводить як крихка.

4. Вона легко дробиться, утворюючи велику кількість уламків у вигляді ланцюжків витягнутих включень, розміщених у напрямі деформації. Такі включення мають багато гострих крайків, на яких різко полегшена концентрація напружень, що викликають акти руйнування і в матриці, і у включеннях. Такі фази вкрай небажані, оскільки різко знижують і міцність, і пластичність металів та сплавів.

5. Міцні включення z-фази (зернистий цементит, кулевидні неметалеві включення та інтерметаліди). Навколо таких включень немає ділянок локалізованої концентрації напружень. Навколо них матриця деформується однорідно, утворюється зона (сорочка) локалізованої деформації, яка захищає включення z – фази від подальшої деформації і руйнування.

Друга фаза – ефективний бар'єр на шляху руху дислокацій. Утворення груп нагромаджених дислокацій біля таких бар'єрів приводить до значної концентрації напружень, релаксація яких може здійснюватись різними способами (Рис. 2.54):

- 1) проривом (переходом) дислокацій через міжфазну межу (когерентну); ковзання у z-фазі здійснюється за певними площинами;
- 2) активацією джерел у z-фазі з наступним ковзанням у ній за певними площинами (здійснюється частіше, ніж у першому випадку);
- 3) сходженням дислокацій у голові скупчення; висхідні дислокації, переходячи на нові площини, ковзають потім по них, як у матриці;
- 4) міжзеренним ковзанням внаслідок активації джерел на міжзеренній межі;
- 5) вторинним ковзанням у власному зерні, якщо є потрібні джерела в зоні дії напружень від скупчення дислокацій;
- 6) руйнуванням у z-фазі, на межі матриці z- і  $\alpha$ -фаз або залежно від умов релаксації напружень, коли релаксація напружень утруднена;
- 7) зміщенням міжфазної межі, коли z – фаза піддатлива.

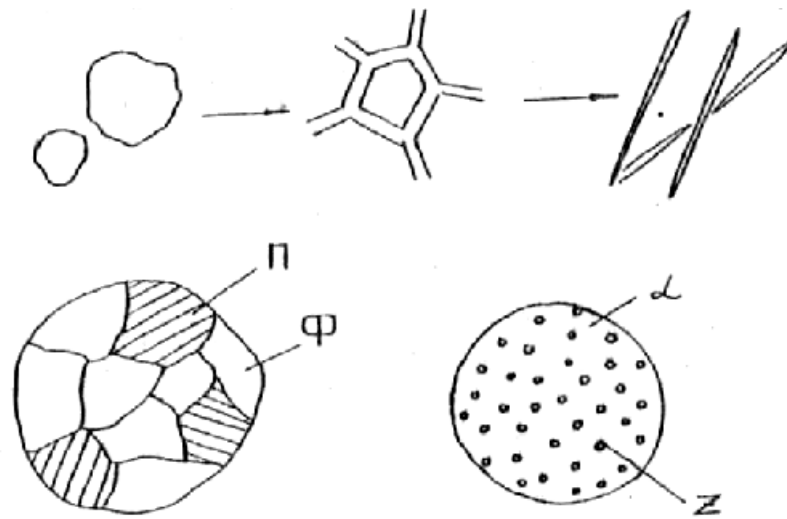
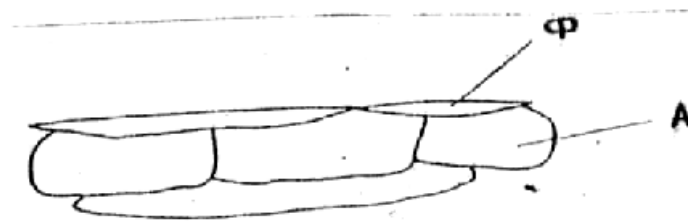


Рис. 2.52. Схематичне зображення механізмів пластичної деформації у двофазних сплавах



2.53. Структурні зміни при нагріві холоднодеформованих металів і сплавів

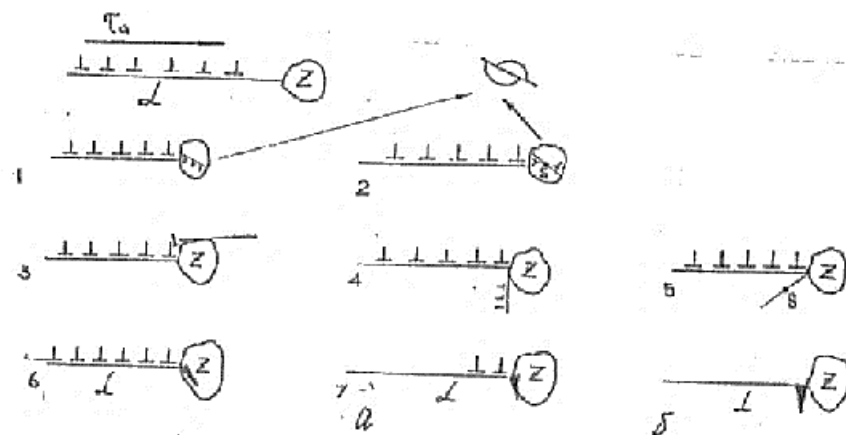


Рис. 2.54. Структурні зміни при нагріві холоднодеформованих металів і сплавів

## 2.12. Структурні зміни при нагріві холоднодеформованих металів і сплавів

Внаслідок пластичної деформації в кристалах виникають пружні викривлення і дефекти кристалічної будови. Це призводить до збільшення термодинамічного потенціалу і підвищення енергетичного стимулу до структурних змін деформованого металу при нагріві.

Таким чином, деформований стан метастабільний. При нагріві у кристалах відбуваються відновні процеси, які приводять до вдосконалення структури кристалів і відновлення властивостей. З підвищенням температури ступінь викривленості решітки зменшується. Цей процес здійснюється самочинно, відбувається не миттєво, а в міру усунення дефектів, що впливають на зміцнення. Температура, потрібна для знеміцнення, залежить від природи металу і величини попередньої деформації. До відновних процесів належать відпуск (повернення), полігонізація та рекристалізація (Рис. 2.55).

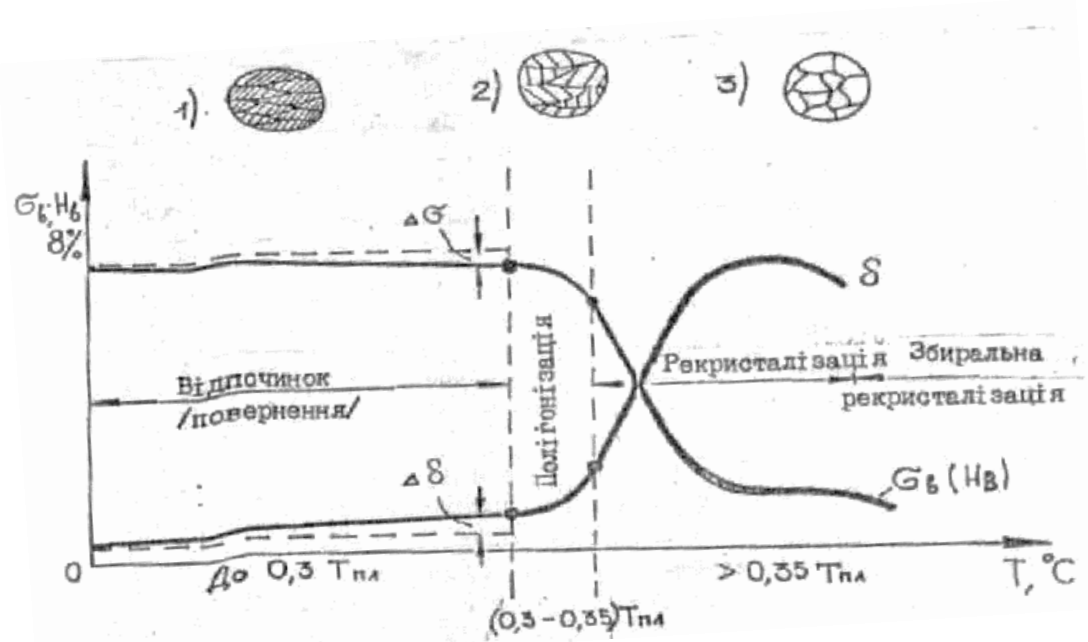


Рис. 2.55. Структурні зміни при нагріві холоднодеформованих металів і сплавів

На стадії відпуску процес відновлення (повернення) властивостей здійснюється практично без зміни структури (металографічно вони не виявляються). Структура деформованого металу в основному зберігається, але щільність дислокацій і вакансій помітно зменшується і зеренна структура зберігається.

Відпуск відбувається при невисоких температурах (до 0,3 Тпл). В процесі відпуску, як видно з ходу кривої зміни твердості, деформаційне зміцнення знімається при цих температурах лише на 10–15%.

У деформованих кристалах спостерігається підвищена щільність дислокацій і надлишкових вакансій. Основні причини повороту властивостей – зменшення щільності надлишкових вакансій і частково дислокацій. Надлишкові вакансії на стадії відпуску при зустрічі з міжвузловими атомами зникають. Значна частина вакансій осідає на стоках (дислокаціях, субмежах, межах зерен), об'єднується в комплекси, внаслідок чого зменшується викривленість кристалічної решітки.

На стадії відпуску знеміцнення частково забезпечується і в результаті зменшення щільності дислокацій. У кристалах вони розподіляються нерівномірно. Внаслідок взаємодії вони здатні перерозподілятися і анігілювати при взаємодії дислокацій протилежних знаків. У результаті взаємодії з вакансіями і міжвузловими атомами дислокації піднімаються на нові площини, змінюють довжину, а також рухливість, можуть стягуватись і зникати. У цілому зміни не приводять до суттєвих змін субзеренної і зеренної структур деформованих кристалів. На стадії відпуску зміни тонкої структури локалізовані в субмікроскопічних об'ємах. Ступінь відпуску зростає з підвищенням температури. Виявити зміни структури можна лише електронномікроскопічним дослідженням, а також за зміною фізичних і механічних властивостей.

На стадії полігонізації у деформованих кристалах утворюються елементи полігонної і субзеренної структур – дислокації концентруються на полігонних і

субзеренних межах, зеренна структура зберігається. Полігонізація значно зменшує зміцнення.

При підвищених температурах (0,3 Тпл) рухливість вакансій стає досить високою і полегшується сходження дислокацій за нормаллями до площин ковзання (Рис. 2.56). Це полегшує перерозподіл дислокацій у смугах ковзання (скупчення розсмоктовуються, Рис. 2.56, а, б), внаслідок сходження дислокацій утворюються дислокаційні стінки – межі полігонів (Рис. 2.56, в).

Внаслідок перерозподілу і вистроювання дислокацій у стінки (полігонізації) дислокації концентруються в основному за межами полігонів. Всередині полігонів їх щільність значно нижча. Знижується і сумарна щільність дислокацій у деформованих кристалів.

Полігонізація виявлена при нагріванні багатьох металів і сплавів. Вона відбувається внаслідок взаємодії дислокацій між собою. В результаті чого утворюються стійкі конфігурації дислокацій – полігональні стінки (межі). Цей процес приводить до зменшення вільної енергії кристалів і відбувається самочинно. Щільність дислокацій зменшується внаслідок анігіляції дислокацій протилежних знаків, дислокаційних реакцій тощо.

У полігонізованій структурі утворюються стінки різної довжини і з різною щільністю дислокацій. Взаємодія довгих і коротких стінок призводить до поступового розсіпання коротких стінок, яке може здійснюватись за двома механізмами (Рис. 2.57).

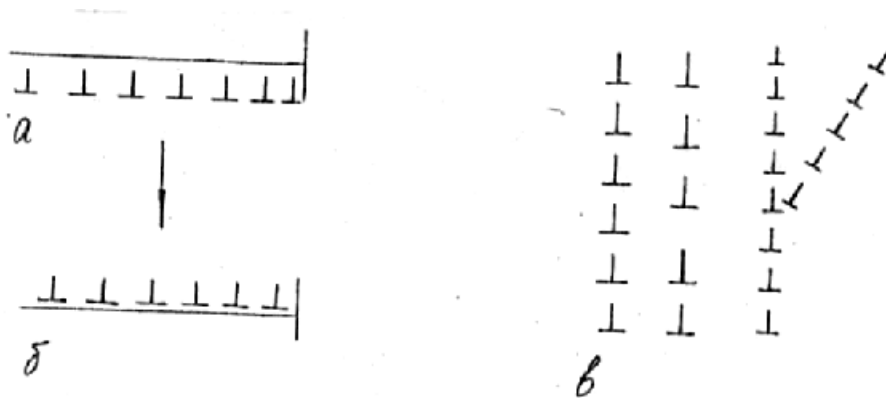


Рис. 2.56. Схема перерозподілу дислокацій у смугах ковзання при полігонізації

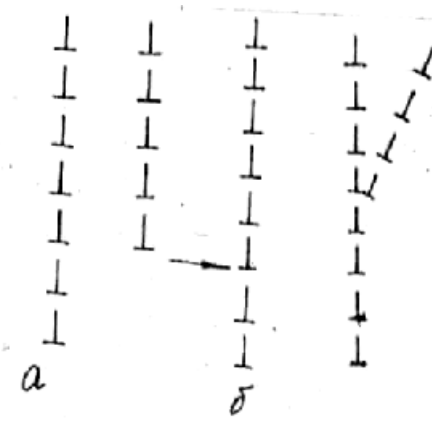


Рис. 2.57. Механізми полігонізації

У першому випадку дислокації короткої стінки притягуються довгою стінкою, а в другому – утворення Y-стику призводить до поступового втягування дислокації короткою стінки в дислокацію довгою. В результаті короткі стінки зникають, а щільність дислокацій у довгих зростає. Розсіпання частини стінок призводить до погрубіння полігонної структури і поступового формування субзеренної (стадія II полігонізації).

Накопичення дислокацій на полігонах, а потім субзеренних межах ускладнює їх структуру, зменшує рухливість, формує тривимірну сітку субзеренних меж подібно до того, як це спостерігається при полігонізації в литих металах. При цьому збільшуються кути разорієнтації.

Рухливість полігонних і субзеренних меж сильно залежить від кута разорієнтації. Високу рухливість мають межі полігонів з малими кутами разорієнтації. Рухливість зменшується зі збільшенням кутів розорієнтації між полігонами і субзернами. Рух стінок (субмеж) може здійснюватись такими способами:

- зсувним переміщенням (груповим) дислокацій;
- міграцією (за рахунок дифузійних актів). Цей процес більш повільний (визначається в основному доставкою вакансій);
- комбінованим способом (зсув + міграція).

Укрупнення субзерен може здійснюватись міграцією і зсувним переміщенням субмеж. Роль зсувного переміщення субмеж зменшується зі

збільшенням щільності дислокацій та ускладненням дислокаційної структури субмеж.

Субзерна можуть ставати більш крупними і внаслідок розсіпання субмеж. При цьому в результаті анігіляції субзерна об'єднуються. У процесі розсіпання субмежі дислокації рухаються у субзерна і там анігілюють або переходять на сусідні субмежі. Вбудовуючись у них, вони змінюють дислокаційну структуру, збільшуючи або зменшуючи разорієнтування між субзернами.

У місці розсіпання внаслідок виходу дислокацій орієнтування субзерен субмежі зближуються і після їх розсіпання стають практично однаковими, що і забезпечує можливість об'єднання субзерен. При такому способі укрупнення субзерен спостерігається прискорене (швидке) зростання окремих субзерен і зменшення довжини меж (Рис. 2.58).

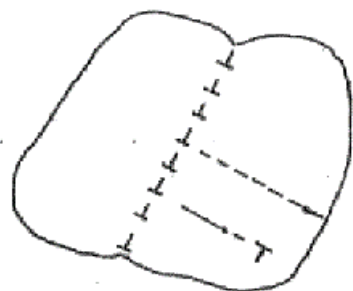


Рис. 2.58. Об'єднання субзерен у місці розсіпання субмеж

Полігонізація приводить до часткового зменшення вільної енергії кристалів.

На стадії рекристалізації у деформованій матриці утворюється нова зеренна структура з низькою щільністю дислокацій. Загальна щільність дислокацій різко зменшується, що спричиняє ліквідацію деформаційного зміцнення і відновлення пластичних властивостей. З розвитком збиральної рекристалізації механічні властивості погіршуються, що небажано.

Рекристалізація (первинна або обробки) відбувається утворенням і ростом нових зерен із зниженою щільністю дислокацій (Рис. 2.59). У результаті міцність і твердість значно знижуються, а пластичність зростає (деформаційне зміцнення усувається).



Первинна рекристалізація починається при температурах близько 0,35–0,4 Tпл. Температуру порога рекристалізації вперше визначив А. Бочвар:

$$T_{\text{рекр}} = (0,35-0,45)T_{\text{пл}}; \quad (2.20)$$

$$T_{\text{рекр Cu}} = 350^{\circ}\text{C}; \quad (2.21)$$

$$T_{\text{рекр Fe}} = 450-4580^{\circ}\text{C} \quad (2.22)$$

Зародки рекристалізації утворюються в місцях стику деформованих зерен, у місцях локалізації деформації, у смугах ковзання, у двійниках і біля неметалевих включень, на їх поверхнях. Вони можуть виникати і в результаті полігонізації.

Зерна рекристалізації оточені висококутовими межами. На відміну від субзеренних, такі межі акумулюють у собі безліч дефектів і характеризуються складною будовою. Вони здатні переміщуватись в основному в результаті руху атомів від деформованого зерна, тобто міграцією.

Ці переміщення стають можливими при різниці хімічних потенціалів по обидва боки межі. Межа або її ділянка переміщується, якщо середній радіус кривизни:

$$r \geq \frac{2\gamma}{\Delta\mu} v, \text{ де} \quad (2.23)$$

$\gamma$  – поверхневий натяг,  $\Delta\mu$  – різниця хімічних потенціалів атомів у сусідніх зернах,  $v$  – атомний об'єм.

Рівень  $\Delta\mu$ , необхідний для руху межі, легше досягається у найбільш деформованих ділянках, у місцях перетину смуг ковзання і двійників у складках. У цих місцях рекристалізація звичайно і починається.

Зерно, яке зростає, має знижену кількість дефектів і тому досконалішу будову, ніж у деформованих кристалах. Зміни розміру зерен під час ізотермічної витримки деформованого металу показано на Рис. 2.60.

Швидкість росту  $\frac{\partial d}{\partial t}$ , стала протягом деякого часу, у подальшому знижується, оскільки зерна рекристалізації контактують.

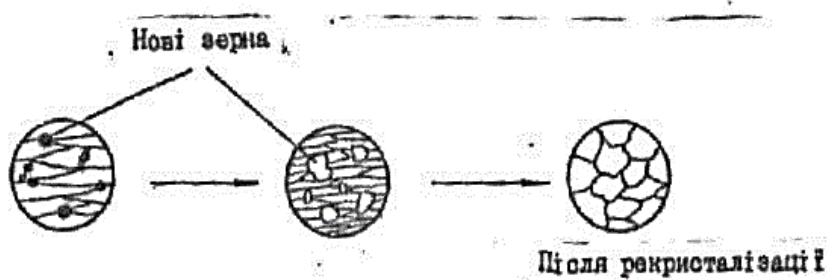


Рис. 2.59. Утворення і зростання нових зерен зі зниженою щільністю дислокацій

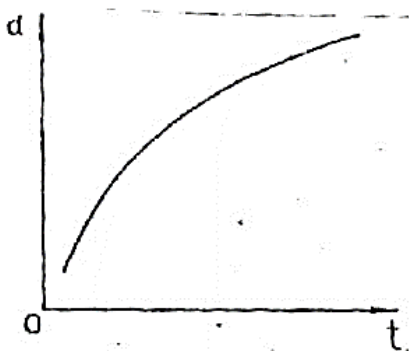


Рис. 2.60. Зміна розміру зерен під час ізотермічної витримки деформованого металу

Час, необхідний для утворення великокутових меж, залежить від температури нагріву і ступеню деформації металу. Температура початку рекристалізації знижується з ростом ступеню деформації (Рис. 2.61).

Швидкість росту зерен і ступінь рекристалізації збільшуються зі збільшенням часу і підвищенням температури нагрівання (Рис. 2.62). У подальшому через стикання зерен рекристалізація уповільнюється. Час, необхідний для завершення рекристалізації, залежить від ступеню деформації і виду деформації та температури нагрівання. Чим більший ступінь деформації, тим більше утворюється рекристалізаційних зерен.

При малих деформаціях викривлень решітки, необхідних для утворення нових зерен з великокутовими межами, часто немає, і рекристалізовані зерна не утворюються. Монокристали, деформовані легким ковзанням, звичайно не рекристалізуються при нагріві. У них відбувається лише полігонізація (так звана рекристалізація на місці).

Зростання зерен звичайно описують дифузійною кінетикою. В останні роки доведено, що укрупнення зерен може здійснюватись (включаючи і стадію збиральної рекристалізації) також розсіпанням меж зерен. Межі з дислокаційною будовою розсіпаються легше, ніж нормальні (великокутові).

Дислокаційні межі можуть не тільки розсіпатись, а і перетворюватись у простіші (і навпаки). Кожна з них характеризується більшою рухливістю, ніж початкова. Простіша з нових меж рухається швидше ( $v_2 > v_1$ ) (Рис. 2.63).

Міжзеренна межа, рухаючись, очищує сусідні об'єми від дефектів (вакансій, дислокацій і атомів домішок). Це сприяє вдосконаленню структури кристалів і зменшенню дефектності в них.

Розвиток рекристалізації і формування кінцевої зеренної структури залежить від характеру дислокаційної структури, яка утворюється після деформації (легке і множинне ковзання, скиди деформації, формування коміркової деформаційної структури). У зернах з однією системою ковзання найчастіше рекристалізація може затримуватись через полігонізацію. На ранніх стадіях множинного ковзання перетинів смуг ковзання мало. При нагріванні утворюється і мало центрів рекристалізації, які, розростаючись, утворюють крупнозернисту структуру (розростаються за рахунок сусідніх об'ємів).

Умови рекристалізації суттєво змінюються при комірковій деформаційній субструктурі, особливо текстурованій. В останньому випадку текстурованість зберігається і після рекристалізації, що

негативно позначається на пластичних властивостях (автотракторного листа та інших матеріалів).

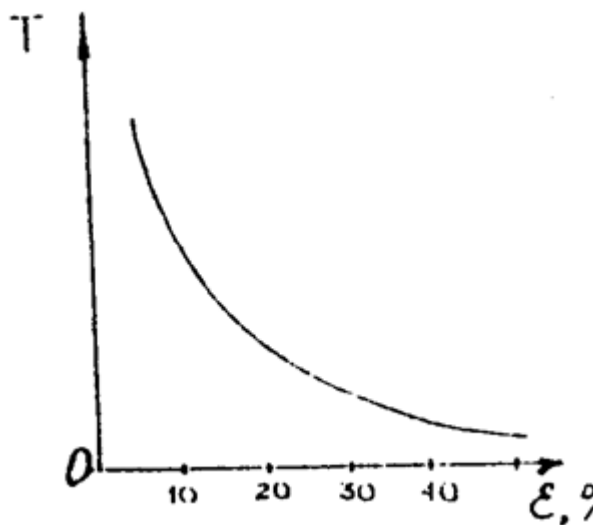


Рис. 2.61. Крива залежності температури початку рекристалізації від ступеню деформації металу

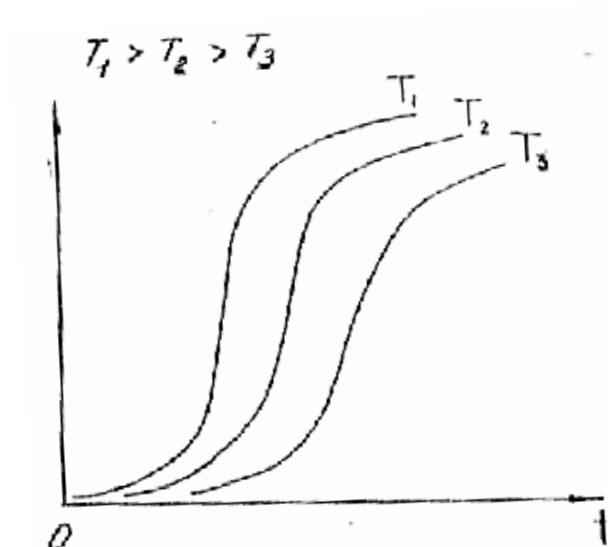


Рис. 2.62. Криві залежності ступеню рекристалізації від часу і температури нагрівання

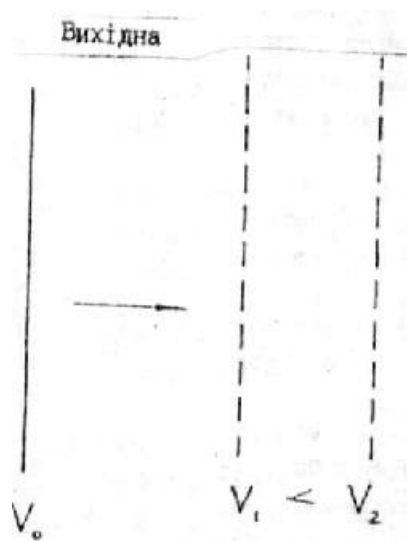


Рис. 2.63. Рух дислокаційних меж

Залежність величини рекристалізованих зерен від ступеню деформації ілюструється графіком залежності  $D$  від  $\epsilon$ , % (Рис. 2.64).

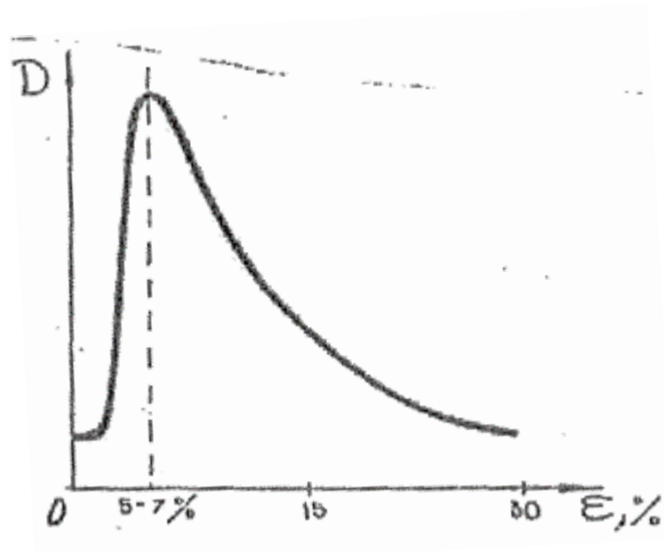


Рис. 2.64. Крива залежності величини рекристалізованих зерен від ступеню деформації

Величина деформації, при якій спостерігається максимальний розмір зерна, називається критичною. У металах вона дорівнює 5-10% і суттєво залежить від природи металу та його чистоти.

Таким чином, під час рекристалізації структура деформованого металу значно змінюється – зерна, витягнуті при деформації, після рекристалізації стають рівновісними. При цьому основна частина дефектів, які виникли при деформації, усувається і метал знеміцнюється. При малих деформаціях полігонізація випереджає рекристалізацію, а при великих – навпаки (Рис. 2.65).

Полігонізація може ускладнювати наступну рекристалізацію. Утворення стійких полігонізаційних структур звичайно перешкоджає рекристалізації. Якщо в процесі утворюються зародки рекристалізації, то розвиток останньої може значно прискоритися. Внаслідок полігонізації можна дістати структури зі щільністю дислокацій, рівною або близькою до щільності дислокацій після рекристалізації (наприклад, при рекристалізації на місці).

Інший випадок спостерігається в металах, забруднених домішками, які стабілізують полігонізаційні межі і ускладнюють розвиток рекристалізації.

Температуру біля порогу рекристалізації не вигідно використовувати через малу швидкість рекристалізації (тривалість процесу надто велика).

На практиці температуру рекристалізації (рекристалізаційного відпалу) підвищують на 100–150°C, а іноді і вище. Це дає змогу провести рекристалізацію за короткий проміжок часу (1-2 год). На практиці широко використовують діаграми рекристалізації, які характеризують залежність величини рекристалізованих зерен від ступеню деформації і температури відпалу (Рис. 2.66). При їх побудові тривалість відпалу вважають сталою (близько 1 год). Аналогічні діаграми будують і після гарячої деформації.

Рекристалізовані зерна можуть мати і однакову орієнтацію (текстуру рекристалізації). Особливо це спостерігається після вторинної рекристалізації, яка відбувається за первинною або збиральною рекристалізацією.

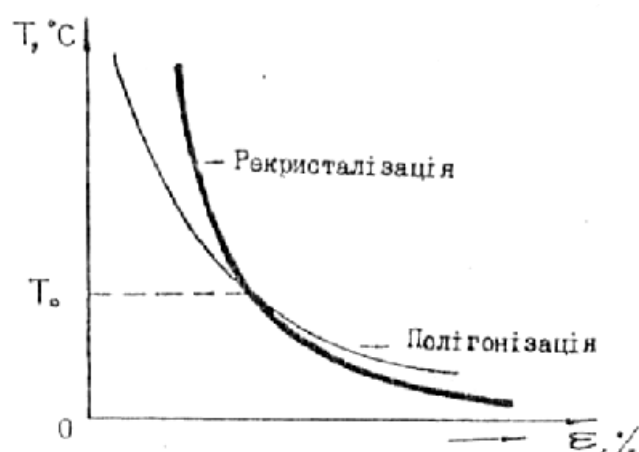


Рис. 2.65. Криві залежності  $T, ^\circ\text{C}$  від  $\varepsilon, \%$

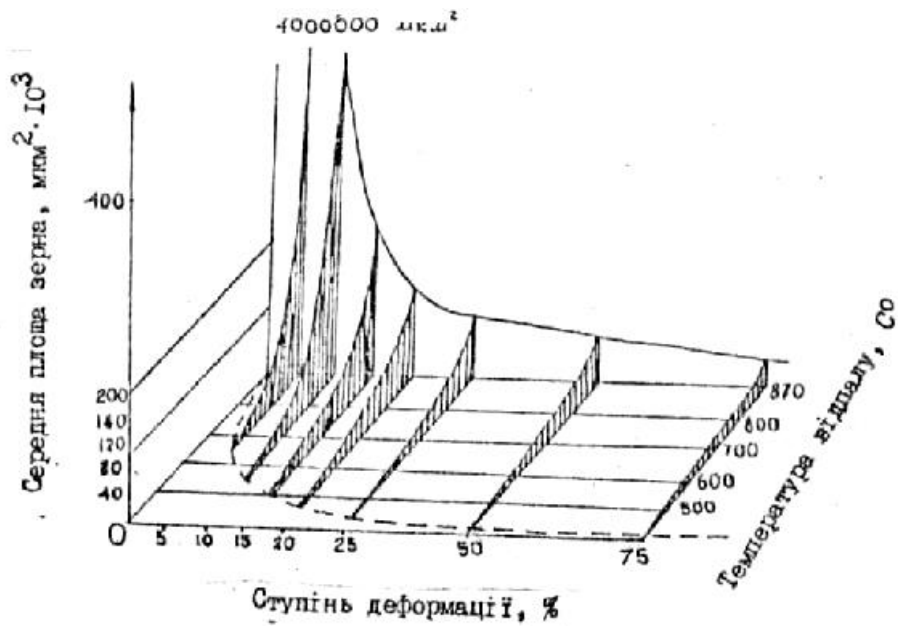


Рис. 2.66. Діаграма рекристалізації

### 2.13 Структурні зміни при гарячій деформації

На практиці широко використовують деформацію металів і сплавів при температурах вище температури рекристалізації. За цих умов зусилля (напруження) деформації зменшується з підвищенням температури деформування (Рис. 2.67). З підвищенням температури зменшується і величина деформаційного зміцнення завдяки процесам повернення і рекристалізації, які знеміцнюють метал. Це добре видно на прикладі алюмінію. У цих умовах структура, яка формується в процесі деформації, зазнає значних змін внаслідок накладання процесів знеміцнення (повернення і полігонізації). У цьому випадку деформацію називають гарячою (звичайно її відносять до деформації при температурах, вищих за  $0,5 T_{пл}$ ).

За основну умову гарячої деформації приймають, що деформаційний наклеп, який утворюється в результаті пластичної деформації, знімається за невеликий проміжок часу процесами

знеміцнення (полігонізацією, поверненням, рекристалізацією), які відбуваються одночасно, тобто

$v_{\text{деф.зм.}} \sim v_{\text{знем}}$  – умова гарячої деформації,

якщо  $v_{\text{деф.зм.}} > v_{\text{знем}}$  – умова холодної деформації.

Тепла деформація здійснюється за проміжних умов.

Гаряча пластична деформація металів і сплавів підвищує продуктивність обладнання, зменшує зусилля деформації, збільшує ступінь деформації і зменшує число проміжних операцій. Звичайно прагнуть до високої швидкості деформаційної обробки, але процеси знеміцнення іноді не встигають відбуватись, що збільшує зусилля деформації. Процеси прискорюються з підвищенням температури. Тому, щоб вибрати оптимальні параметри гарячої деформації, крім взаємозв'язку між напруженням і деформацією, швидкістю деформації і температурою, важливо знати характер структурних змін при гарячій деформації, оскільки вони визначають здобуття оптимальних структур і властивостей. Одна з важливих проблем – несталість структурних змін через неоднорідність деформації при використанні більшості промислових сплавів.

Структурні зміни при гарячій деформації вивчені менше, як і температура рекристалізації, не є суворо визначною. Вона значною мірою залежить від порогу рекристалізації, швидкості і ступеню деформування та інших факторів.

Процеси, з якими пов'язане знеміцнення, потребують часу. Якщо його недостатньо, то в металі, незважаючи на високу температуру деформації, частково або повністю зберігається викривленість кристалічної структури і він зберігає знеміцнений стан. Це необхідно враховувати при енергійному (швидкісному) куванні і штампуванні, безперервному прокатуванні, коли метал переходить з одного деформуєчого устаткування в інше.



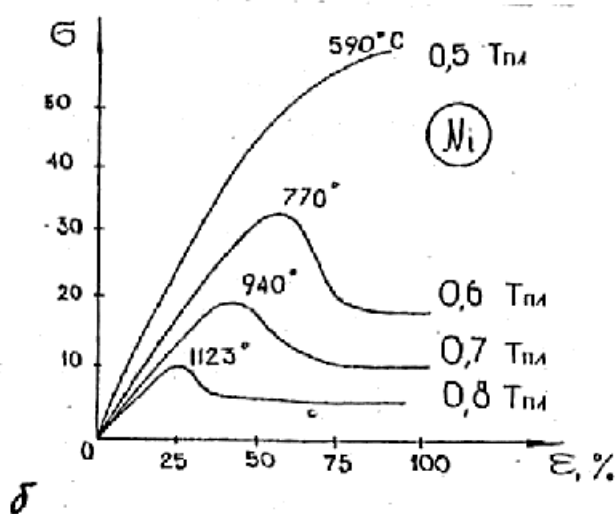
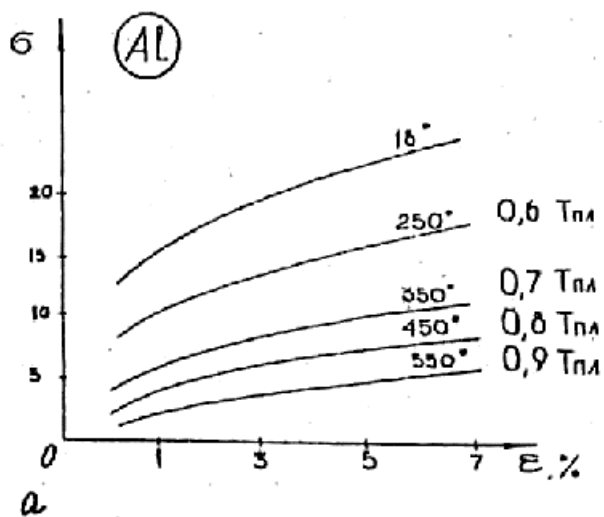


Рис. 2.67. Графіки залежності зусилля деформації від температури (а) і ступеню деформації (б)

Останнім часом з'явилися роботи, які уточнюють механізм гарячої пластичної деформації металів і сплавів.

Криві, які описують високотемпературну деформацію розтягненням, стисненням і крученням, характеризуються наявністю області початкового зміцнення при деформаціях до 50–100%, за якою розміщена область стабільної деформації, коли напруження текучості практично не залежить від ступеню деформації.

Початку сталої деформації передують деяке зменшення. Наявність горизонтальних ділянок свідчить про справжню відсутність

деформаційного зміцнення (на стадії сталої текучості). Це вказує на значну різницю механізмів гарячої і холодної деформацій.

Результати досліджень змін дислокаційної і зеренної структур гарячедеформованих металів і сплавів свідчить про складний характер структурних змін у процесі гарячої деформації. При гарячій деформації на процеси пластичної деформації, які приводять до викривлення та зміцнення кристалів, накладаються процеси повернення, полігонізації та рекристалізації, в результаті яких відновлюється структура кристалів і вони знеміцнюються. Це ускладнює вивчення і оцінку змін структури на стадіях зміцнення і знеміцнення при гарячій деформації металів і сплавів.

Процеси гарячої і холодної деформацій здійснюються рухом дислокацій, супроводжуються актами деформації зсуву і деформаційним зміцненням, яке знижується внаслідок впливу температури і накладання процесів знеміцнення.

Інтенсивність накопичення дислокацій після гарячої деформації менша, ніж після холодної. Різниця в ступені зміцнення зумовлена тим, що на процеси гарячої деформації і зміцнення кристалів значно впливають термічно активовані процеси, які відбуваються при пластичній деформації і при знеміцненні. Їх значення зростає з підвищенням температури і ступеню деформації і зменшення швидкості деформування.

У процесі гарячої деформації викривлюється структура кристалів та їх форма, межі зерен стають зубчастими, у кристалах змінюється дислокаційна структура, а також формується комірчаста дислокаційна структура. Вона відрізняється від такої самої структури холонодеформованих металів і сплавів. Розмір комірок у гарячедеформованих кристалах більший, межі комірок, хоч і набувають більш-менш кристалографічної спрямованості, мають загальну щільність дислокацій, набагато нижчу, ніж після холодної деформації.

У кристалах полегшується і формування полігонізаційних структур.

Ці особливості важливо враховувати при розгляді механізму пластичної деформації металів і сплавів. При його аналізі необхідно брати до уваги зміни структури у процесі гарячої деформації і при розвитку процесів знеміцнення. При гарячій деформації великих скупчень дислокацій не утворюється, внаслідок чого схильність до утворення тріщин зменшується. Утворення тріщин полегшується, якщо процеси знеміцнення сильно відстають від процесів зміцнення. Кінетика процесів полігонізації та рекристалізації визначається розвитком дифузійних процесів (особливо дифузійних вакансій).

При підвищенні температури прискорюється відновлення структури гарячедеформованих кристалів, збільшується число термічно активованих елементарних актів на одиницю деформації, полегшується переповзання і поперечне ковзання. Завдяки цьому прискорюється анігіляція дислокацій, процеси динамічного повернення і рекристалізації. Легкість сходження і поперечного ковзання в результаті термічної активації дає можливість дислокаціям обходити перешкоди і переміщуватись на великі відстані під дією прикладеного напруження. Крім того, полегшується формування коміркових і полігональних структур, спрощується дислокаційна структура всередині комірок і полігонів та на межах між ними, особливо на стадії формування субзерен, зменшується щільність дислокацій у них. З розвитком полігонізації і рекристалізації, які відбуваються як конкуруючі процеси, прискорюється знеміцнення гарячедеформованих металів. Підвищення температури і ступеню деформації сприяє розвитку рекристалізації. Структурні зміни при полігонізації схожі з тими, які спостерігаються при відпалі холоднодеформованих металів і сплавів: приріст субзерен здійснюється як міграцією меж, так і їх розсіпанням при злитті зерен і субзерен (Рис. 2.68).

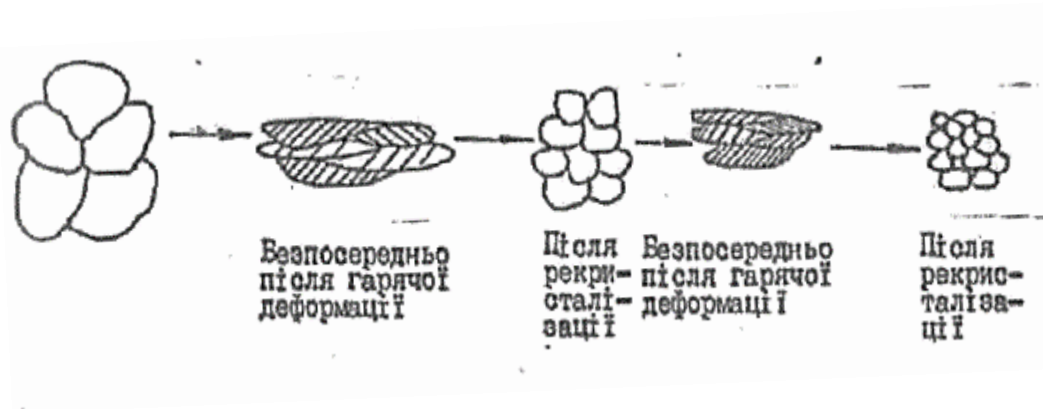


Рис. 2.68. Характеристика зеренної структури, яка утворюється після гарячої деформації

Процеси зміцнення гарячедеформованих ГЦК-металів і сплавів супроводжується утворенням двійників відпалу. Їх утворення (в аустеніті) полегшене низькими енергіями дефектів упаковки. Двійники відпалу з'являються переважно на вторинних межах і субмежах, причому на стадії первинної рекристалізації. Формування двійників відпалу в гарячедеформованих кристалах аустеніту та інших сплавах слід розглядати як один із способів усунення наслідків пластичної деформації, що підтверджується і структурними змінами при наступному відпалі.

Для характеристики зеренної структури, що утворюється при гарячій деформації, також будують криві рекристалізації, які показують залежність величини зерна від ступеню і температури деформації.

На практиці температуру і швидкість деформації намагаються підбирати так, щоб максимально зблизити процеси зміцнення – зміцнення, тобто скоротити інтервал між ними, а також щоб подрібнювалась структура. Температура гарячої деформації не повинна досягати лінії солідуса на 50–100°C.

## 2.14. Способи і перспективи підвищення міцності металів

Існують різні способи підвищення міцності металів.

1. Диспергування структури залізних та інших сплавів

Найважливішою комплексною обробкою є поєднання:

- легування і гартування;
- легування, пластичної деформації і термічної обробки.

В дійсний час розроблено режими термомеханічної обробки, високотемпературної термомеханічної обробки тощо, які дають можливість значно підвищити міцність (для залізних сплавів до 6000–6500 Па, а в перспективі – до 8000–8500 Па).

2. Карбідне і інтерметалідне зміцнення залізних та інших сплавів.

Можливе формування наступних структур:  $\alpha$  + карбіди або  $\gamma$  + карбіди. Карбіди характеризуються недостатньою стійкістю при нагріві, досить швидко коалесціюють, сфероїдизуються і графітизуються. Інтерметаліди показують більшу стійкість, ніж карбіди. Тому розробка сплавів з інтерметалідами є перспективною справою (мартенситостаріючі сплави).

3. Застосування тугоплавких металів.

Тугоплавкі метали характеризуються високою міцністю і пластичністю, здатні чинити опір дії високих температур (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 – Характеристики тугоплавких металів

Метал	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Трекр, °C	Жаростійкість, °C	Жаростійкість короткочасна, °C	Поверхневий натяг, $\gamma$
ніобій	400-1600	1000	1000-1200	1500	8,6
молібден	450-2200	1000-1200	1000-1200	1750-2000	10,2
вольфрам	500-2000	1500	1500-2000	2000-2700	2,2

4. Створення композитів

Композити формуються тугоплавкими металами та вусами.

Композитні метали характеризуються:

- модулем пружності;

– міцністю однонаправленого композиту з безперервними волокнами.

При безперервних, повністю орієнтованих вздовж осі прикладеного навантаження волокон, міцність композиції при розтягненні в основному визначається об'ємною часткою зміцнюючих волокон:

$$\sigma_c = \sigma_f v_f + \sigma_m (1 - v_f), \quad (2.24)$$

$v_f$  – границя міцності волокон при розтягненні;  $v_f$  – їх об'ємна частка;

$\sigma_m$  – поточне напруження в матриці до моменту руйнування волокон.

5. Підвищення пластичності та в'язкості досягається:

- очищенням від шкідливих домішок;
- спеціальними переплавами.

## ПИТАННЯ ДЛЯ КОНТРОЛЮ

1. Які кристалічні решітки властиві для металів?
2. При якій щільності дислокацій вони мають велику рухливість?  
А)  $10^6-10^7$ ; б)  $10^3-10^4$ ; в)  $10^2-10^5$ ; г)  $10^{10}-10^{12}$
3. Які дефекти належать до точкових нульмірних?
4. Які дефекти належать до лінійних одновимірних?
5. Які дефекти належать до об'ємних тривимірних?
6. Які дефекти належать до поверхневих двовимірних?
7. Яка поведінка вакансій при охолодженні та нагріванні?
8. Що може бути джерелом надлишкових вакансій?
9. Що може бути джерелом міжвузлових атомів?
10. Що таке вакансія?
11. Що таке блоки, субзерна; яка структура їх границь?
12. Які дефекти називають дислокаціями?
13. Основні типи дислокацій. Який напрям зсуву (вектор Бюргерса) мають дислокації?
14. Яка максимальна швидкість дислокацій?
15. Охарактеризуйте дислокаційне джерело Франка-Рида.
16. Охарактеризуйте атмосфери Коттрелла і Снука.
17. Які напруження викликають пластичну деформацію?
18. Від чого залежить початок пластичної деформації в металі?
19. Як змінюється мікроструктура полікристалічного металу при деформації?
20. Чи всі зерна в металі починають деформуватися одночасно?
21. Від чого залежить конструктивна міцність металів і сплавів?
22. Основні критерії пластичності та що вони характеризують  
а)  $\sigma_{0,2}$ ; б)  $\sigma_T$ ; в)  $\sigma_{T0,01}$ ; г)  $\sigma_{T0,02}$
23. Як впливає величина зерна на конструкційну міцність металів?

24. Які зміни структури фіксуються в області пружних деформацій?
25. Які зміни структури фіксуються в області пластичних деформацій?
26. Які зміни структури фіксуються в області мікротекучості?
27. Які зміни структури фіксуються в області локалізованої текучості?
28. Структурні зміни при холодній деформації монокристалів на стадії легкого ковзання?
29. Структурні зміни при холодній деформації монокристалів на стадії множинного ковзання?
30. Формування комірчастої структури в монокристалах.
31. Особливості утворення та властивості текстурованої структури. Як її усунути?
32. Структурні зміни при холодній деформації полікристалів. Особливості ковзання в полікристалах.
33. Природа деформаційного зміцнення полікристалів.
34. Процес двійникування металів і сплавів.
35. Утворення лінзоподібного двійника.
36. Дислокаційні моделі руйнування.
37. При якій кількості дислокацій утворюється тріщина  
а) 2000; б) 10000; в) 1000; г) 50
38. Де може початися процес руйнування:  
а) біля стику зерен; б) на стику зерен; в) поза стиком зерен; г) чи їх комбінацій
39. Механізм росту тріщин.
40. Які дефекти провокують ріст тріщини
41. Заходи боротьби з тріщино утворенням.
42. Деформація двофазних сплавів. Який вплив має фазовий стан сплавів?
43. Як деформуються фази з високою пластичністю
44. Як деформуються фази з низькою пластичністю
45. Яку роль виконує z-фаза на шляху руху дислокацій?
46. Способи і перспективи підвищення конструкційної міцності матеріалів.



*Варіанти питань під час дистанційної та заочної форм навчання\**

№ варіанту	Номера питань					
1	1	11	21	31	41	45
2	2	12	22	32	42	40
3	3	13	23	33	43	36
4	4	14	24	34	41	44
5	5	15	25	35	45	39
6	6	16	26	36	46	40
7	7	17	27	37	29	43
8	8	18	28	38	42	33
9	9	19	29	39	41	44
0	10	20	30	40	39	43

\*Оцінка за вірно виконане завдання складає 2 бали. Варіанти завдань для студентів-заочників відповідають останній цифрі номеру залікової книжки

## ЛІТЕРАТУРА

1. Курдюмов Г.В. Явления закалки и отпуска стали. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 64 с.
2. Гуляев А.П. Metallovedenie. – М.: Metallurgiya, 1986. – 544 с.
3. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. – М.: Metallurgiya, 1973. – 208 с.
4. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. - М.: Metallurgiya, 1983. – 480 с.
5. Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности. – М.: Metallurgiya, 1977. – 200 с.
6. Тылкин М.А., Большаков В.И., Одесский П.Д. Структура и свойства строительной стали. – М.: Metallurgiya, 1983. – 287 с.
7. Большаков В.И., Орлов Л.Г. Электронно-микроскопическое исследование дислокационной структуры внутренних и поверхностных слоев деформированных монокристаллов кремнистого железа // Физика твердого тела. – 1970. – Т. 12. – № 3. – С. 745–751.
8. Большаков В.И., Монгайт И.А., Котова Л.И. Выбор оптимального структурного состояния конструкционных строительных сталей бейнитного класса // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 1976. – № 2. – С. 26-31.
9. Большаков В.И., Монгайт И.А. Закалка с прокатного нагрева малоперлитной конструкционной стали, микролегированной ниобием и ванадием // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 1983. – № 12. – С. 42-44.
10. Большаков В.И., Монгайт И.А., Котова Л.И., Погребная Н.Э. Повышение качества и надежности строительных сталей в результате субструктурного упрочнения // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 1985. – № 8. – С. 42-46.

11. Большаков В.И., Лукьяненко А.Н., Харченко В.И., Вашкевич Ф.Ф. *Металловедение и сварка строительных сталей: Учеб. пособие.* – К.: УМК ВО, 1989.
12. Погребной Э.Н. *Методические указания и программы для слушателей ФПКП /специализация «Металловедение и термообработка»/.* – Днепропетровск: ДМетИ, 1975.
13. Погребной Э.Н., Баранов А.А., Таран Ю.Н. *Новые материалы современной техники: Учеб. пособие.* – Днепропетровск: ДМетИ, 1963.
14. Погребной Э.Н. *О локальных деформациях при взаимодействии полос скольжения и двойников с препятствиями // Физика металлов и металловедение. Изд-во АН СССР, 1967. – Т. 23. – № 1.*
15. Шпаковская Н.Г. *Методические указания для преподавателей по структуре предметного комплекса АМО.* - Днепропетровск: ДМетИ, 1986.
16. Василев Я.Д., Машкин Л.Ф., Ткаченко А.С. *Методические указания для преподавателей по организации и проведению студенческих научных семинаров (СНС).* - Днепропетровск: ДМетИ, 1986.
17. Карнаух А.И., Прокофьев В.Н., Зайцева Т.А. *Методические указания к выполнению курсовых работ по дисциплине «Организация эксперимента»* - Днепропетровск: ДМетИ, 1986.
18. Большаков В.И., Бельченко Г.И., Калинина Л.Т. *Методические указания по изучению структуры и свойств железных сплавов для студентов всех специальностей.* - Днепропетровск: ДМетИ, 1976.
19. Золотаревский В.С. *Механические свойства металлов.* – 3-е изд. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
20. Хирт Дж., Лоте И. *Теория дислокаций.* – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
21. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. *Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции.* – К.: Наукова думка, 2008. – 295 с.
22. *Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие / Под ред. В.В. Панасюка.* - К.: Наукова думка, 1988. – 61 с.
23. Хоникомб Р. *Пластическая деформация металлов.* – М. – Мир, 1972. – 408 с.

24. Мешков Ю.Я., Котречко С.А., Шиян А.В. Механическая стабильность металлов и сплавов. Киев.: Наукова думка, 2014. – 278 с.
25. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. - М.: Металлургия, 1971. – 264 с.
26. Брок Д. Основы механики разрушения – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.
27. Большаков В.И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. – Монреаль, 1998. – 316 с.
28. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. – 432 с.

Навчальне видання

Погребна Наталія Емілівна  
Куцова Валентина Зіновіївна  
Котова Тетяна Володимирівна

## МЕХАНІЧНА СТАБІЛЬНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

Навчальний посібник

Тем. план 2021, поз. 73

Підписано до друку 08.02.2021 Формат 60×84<sub>1/16</sub>. Папір друк. Друк плоский.  
Облік.-вид. арк. Умов. друк. арк. Замовлення № 5

Національна металургійна академія України  
49605, м. Дніпро, пр. Гагаріна, 4

---

Редакційно-видавничий відділ НМетАУ