

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**

**Український державний університет  
науки і технологій**

---

Кафедра «МТОМ»

*В авторській редакції*

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ  
МАТЕРІАЛІВ**

Навчально-методичні рекомендації  
до практичних занять

*Електронне видання*

ДНІПРО  
2025

УДК 620.18(076.5)  
С 83

Упорядники:  
*Н. Е. Погребна, Т. В. Котова*

Електронне видання

Схвалено Групою забезпечення якості освітньої програми  
132 «Матеріалознавство»  
Протокол № 2 від 03.09.2025 р.

С 83 Структура та властивості матеріалів : навчально-методичні рекомендації до практичних занять / упоряд. Н. Е. Погребна, Т. В. Котова ; Укр. держ. ун-т науки і технологій. – Електрон. вид. – Дніпро: УДУНТ, 2025. – 57 с.

Навчально-методичні рекомендації призначені для використання студентами безвідривної форми навчання спеціальності 132 «Матеріалознавство» під час виконання практичних занять з дисципліни «Структура та властивості матеріалів».

Навчально-методичні рекомендації містять структурну природу конструктивної міцності матеріалів; дислокаційні моделі зміцнення металів; структурно-чутливі фактори показників механічної поведінки матеріалів.

Іл. 17. Табл. 3. Бібліогр.: 8 назв.

	ЗМІСТ	стор.
1	<i>Практична робота № 1</i> Характеристики механічних властивостей в залежності від моделей зміцнення металів	4
2	<i>Практична робота № 2</i> Моделі зміцнення при розробці технології виготовлення сучасних металевих виробів	15
3	<i>Практична робота № 3</i> Структурно-чутливі фактори показників механічних властивостей	35
4	<i>Практична робота № 4</i> Аналіз дислокаційних процесів, що виникають в матеріалі у випадку руйнування	45
5	<i>Практична робота № 5</i> Критерії працездатності виробів на основі пластичності та в'язкості металевих сплавів	54
6	Література	56

## ПРАКТИЧНА РОБОТА № 1

### Характеристики механічних властивостей в залежності від моделей зміцнення металів

#### *Природа деформаційного зміцнення монокристалів*

Типова діаграма деформаційного зміцнення монокристалів з ГЦК-, ОЦК- і ГЦУ-решітками має вигляд, показаний на рис.1.1. Подібні діаграми для ОЦК- і ГЦУ-металів дістали нещодавно, для цементиту – в 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. 1.1):

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

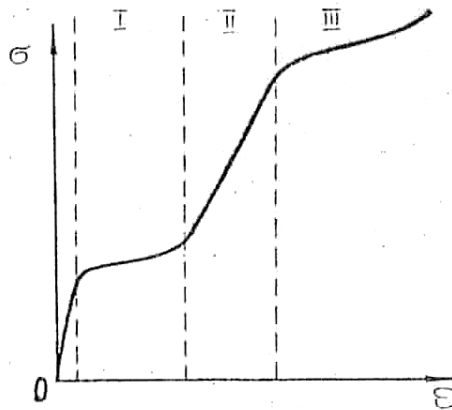


Рис. 1.1. Поділ типової діаграми деформаційного зміцнення монокристалів на три області: I – легкого ковзання; II – лінійного зміцнення; III – параболічного зміцнення

*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. 1.2).

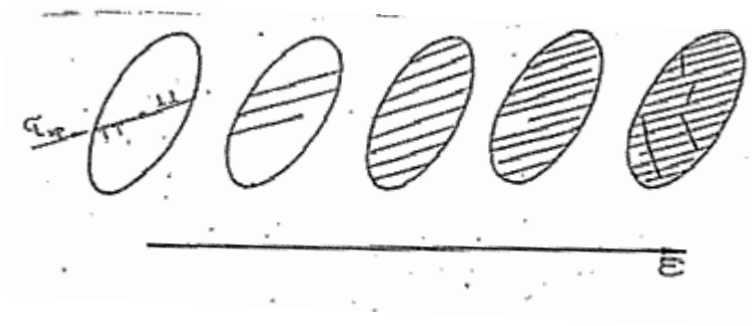


Рис. 1.2. Гомогенне ковзання

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 [1, 2].

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 і зміцнення на цій стадії невелике.

Величина сходинок дорівнює 40-100 Å, а довжина лінії ковзання – близько 1 мм. Зі збільшенням ступеня деформації збільшується кількість ліній ковзання і число сходинок; довжина ліній ковзання і величина сходинок 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

$$\theta_1 = \frac{8G}{9\pi} \left(\frac{x}{L}\right)^{3/4} (1.1)$$

Деформуюче напруження росте майже пропорційно деформації. Величина  $\theta=(10^{-4}\dots 10^{-5})G$ . 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  $10^8$  см<sup>-2</sup>, 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.

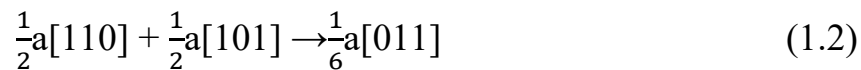
При деформації в цій області більша частина дислокацій виходить на поверхню кристала. Частина з них затримується в смугах ковзання всередині кристала через взаємодію з диполями та іншими бар'єрами. Всередині кристала нерідко спостерігаються загальмовані смуги ковзання, на вістрі яких видно скупчення дислокацій (до 10 – 20, а іноді й 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. 1.3. 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.

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

Відносно зміцнення ф 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.

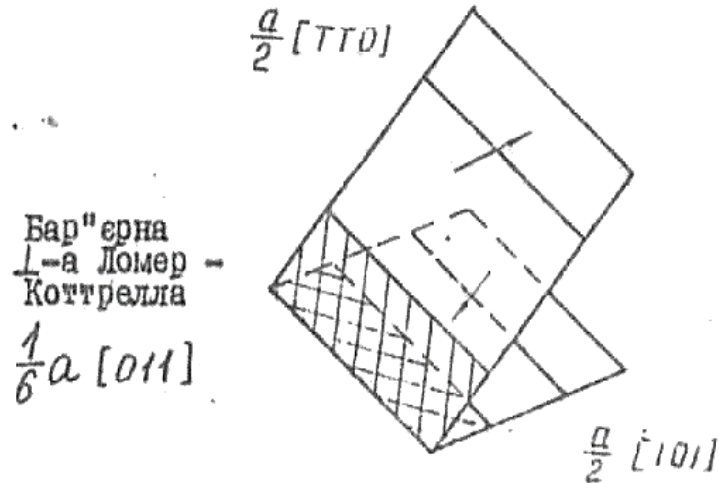


Рис. 1.3. Схема утворення бар'єру Ломер – Коттрелла

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 ковзання. Ковзання відбувається по численних площинах ковзання. Спостерігається і некристалографічне ковзання. Формування смуг ковзання включає в себе і поперечне ковзання і часткову анігіляцію дислокацій. Довжина смуг ковзання залежить від величини і характеру попередньої деформації. Структура смуг ковзання з ростом деформації

ускладнюється і ковзання між смугами практично припиняється. Внаслідок цього створюються сприятливі умови для формування коміркової дислокаційної структури [3].

Формування коміркової структури є однією з найважливіших характеристик деформації на стадії III. Внаслідок попередньої деформації, особливо з розвитком множинного ковзання, у кристалах постійно створюється деформаційна структура (субструктура), структура смуг ковзання ускладнюється і утворюється багато важкопереборних бар'єрів, котрі сприяють накопиченню дислокації у смугах ковзання і всередині кристалів (рис. 1.4, а). На початкових етапах стадії III ці бар'єри починають поступово об'єднуватись у сітку важко переборних бар'єрів – коміркову дислокаційну структуру (рис. 1.4). 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 коміркової структури призводить до того, що генеровані джерелом дислокації не можуть виходити за межі комірок і осідають на цій сітці, ускладнюючи її структуру.

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

Формуванню комірчаної структури сприяє поперечне ковзання. Воно є важливим способом деформації на стадії III. Поперечне ковзання призводить до часткової релаксації напружень і групування дислокацій в об'ємні сітки з формуванням елементів коміркової структури. Поперечне ковзання ускладнює дислокаційну структуру всередині смуг ковзання і коміркової структури. Схематично поперечне ковзання показано на рис. 1.5.

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

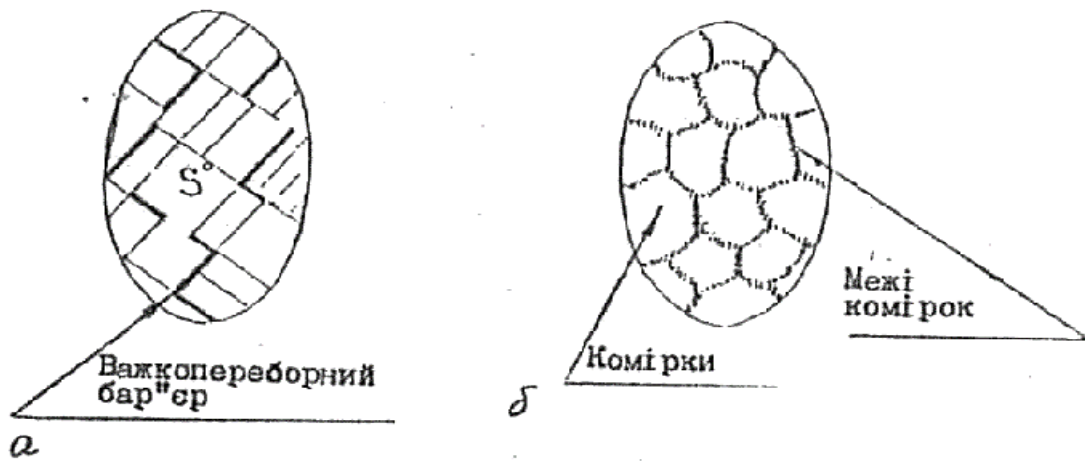


Рис. 1.4. Сітка важкопереборних бар'єрів (а) і комірчана структура (б)

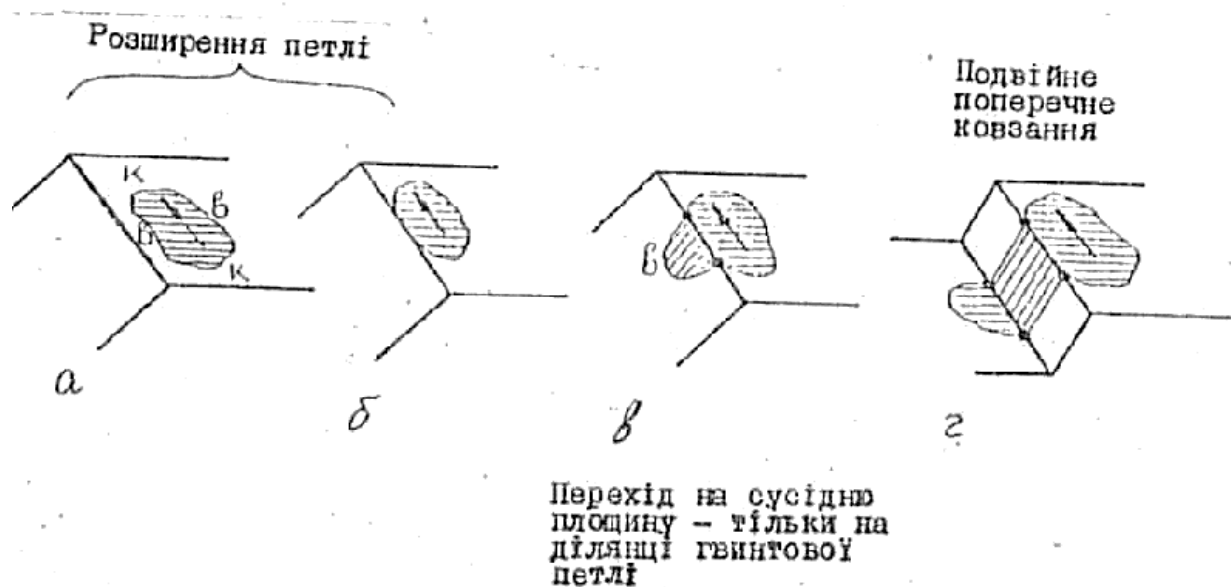


Рис. 1.5. Поперечне ковзання

Коміркова 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  $10^9-10^{10}\text{см}^{-2}$ , а на межах комірок до  $10^{11}-10^{12}\text{см}^{-2}$ . 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 [4].

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

Криві залежності щільності дислокацій всередині комірок (крива 1, на межах комірок (2) і середньої щільності дислокацій у зерні (3) залежно від ступеня деформації показано на рис. 1.6. 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 відпочинку.

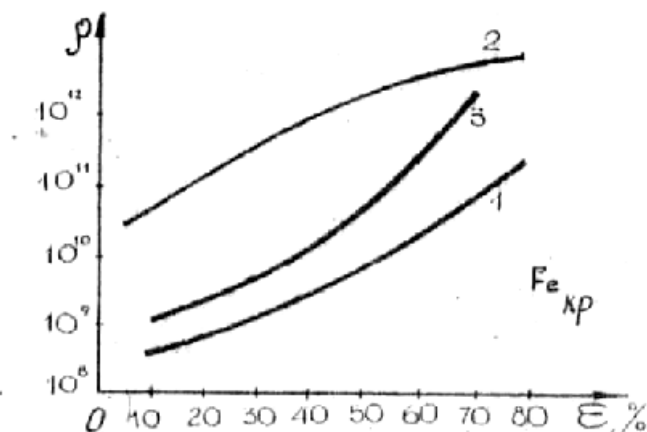


Рис. 1.6. Криві залежності щільності дислокацій від ступеню деформації  $\varepsilon$

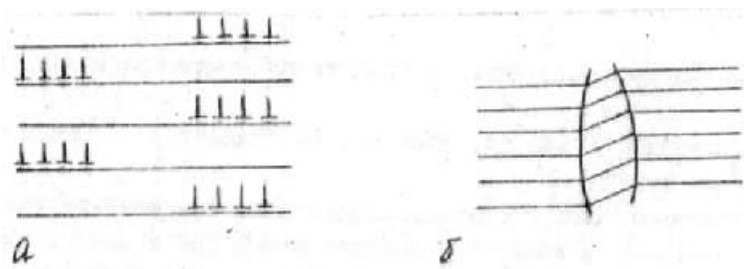


Рис. 1.7. Механізми знеміцнення на стадії III



Рис. 1.8. Криві зміцнення для ГЦК- і ОЦК-металів

Зміцнення зменшується через знеміцнення. Останнє викликається кількома причинами (рис. 1.7):

- 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 некристалографічне 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 коміркової 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 відпочинком – 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 розширюється. 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. 1.8);

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

Причини цього такі:

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.

### ***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. 1.9).

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 неодноразодно 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.

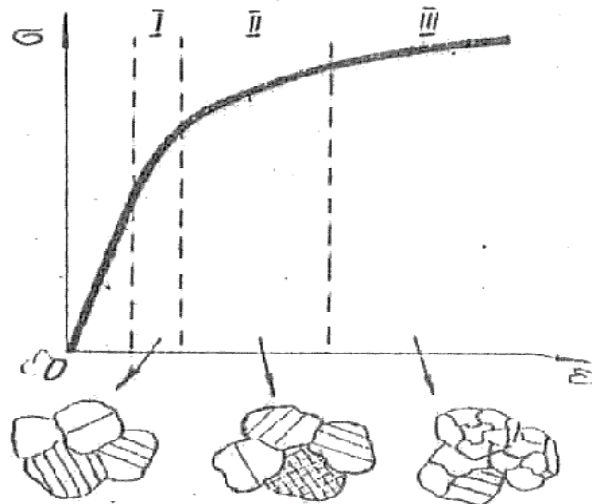


Рис. 1.9. Структурні зміни в полікристалах при деформації

Крім того, можуть і самі деформуватися внаслідок ковзання між зернами і зсуву (зміщення) межі. Межі на стадіях I і II поведуться як важкопереборні (міцні) перешкоди для руху дислокацій, 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.

## ПРАКТИЧНА РОБОТА № 2

### Моделі зміцнення при розробці технології виготовлення сучасних металевих виробів

#### *Термомеханічна обробка*

Одним з технологічних процесів зміцнюючої обробки є термомеханічна обробка (ТМО). Термомеханічна обробка відноситься до комбінованих способів зміни будови і властивостей матеріалів.

При термомеханічній обробці поєднуються пластична деформація і термічна обробка (гартування попередньо деформованої сталі в аустенітному стані).

Перевага термомеханічної обробки - при істотному збільшенні міцності характеристики пластичності незначно знижуються, а ударна в'язкість підвищується в 1,5 -2 рази в зрівнянні з ударною в'язкістю для тієї ж сталі після гартування з низьким відпуском.

Залежно від температури, при якій проводять деформацію, розрізняють високотемпературну термомеханічну обробку (ВТМО) і низькотемпературну термомеханічну обробку (НТМО).

Сутність високотемпературної термомеханічної обробки полягає в нагріванні сталі до температури аустенітного стану (вище  $A_3$ ). При цій температурі здійснюють деформацію сталі, що веде до наклепу аустеніту. Сталь з таким станом аустеніту піддають гартуванню (рис. 2.1, а).

Високотемпературна термомеханічна обробка практично усуває розвиток відпускну крихкості в небезпечному інтервалі температур, послаблює необоротну відпускну крихкість і різко підвищує ударну в'язкість при кімнатній температурі. Знижується температурний поріг холодноламкості. Високотемпературна термомеханічна обробка підвищує опір крихкому руйнуванню, зменшує чутливість до утворення тріщин при термічній обробці.

Високотемпературну термомеханічну обробку ефективно використовувати для вуглецевих, легованих, конструкційних, пружинних і інструментальних сталей [5].

Наступний відпуск при температурі 100 - 200°C здійснюють для збереження високих значень міцності.

Низькотемпературна термомеханічна обробка (аусформінг).

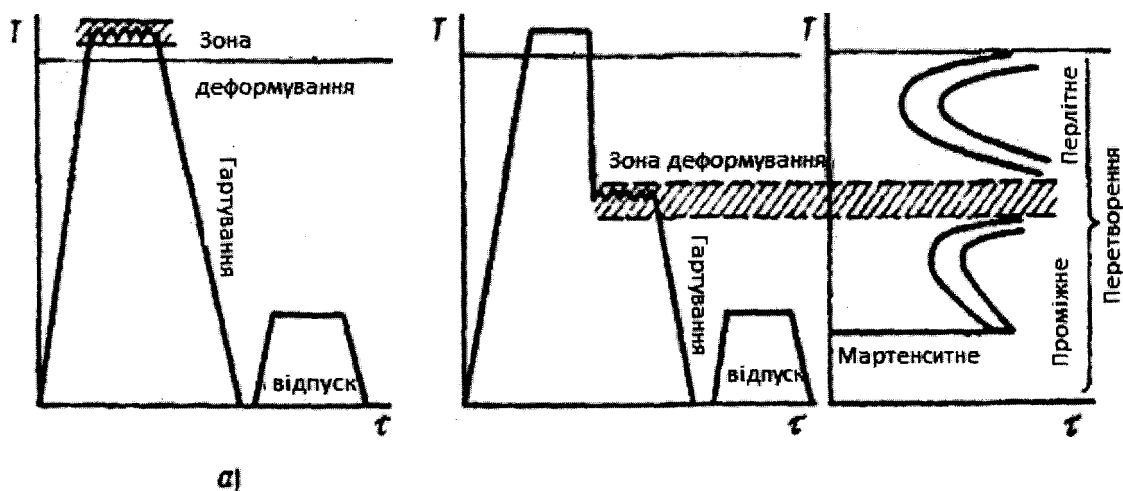


Рис. 2.1. Схема режимів термомеханічної обробки сталі:  
 а - високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО);  
 б – низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО)

Сталь нагрівають до аустенітного стану, витримують при високій температурі, здійснюють охолодження до температури вище початку мартенситного перетворення (400 - 600°C), але нижче температури рекристалізації. При цій температурі здійснюють обробку тиском і гартування (рис. 2.1, б).

Низькотемпературна термомеханічна обробка забезпечує більш високе зміцнення, але не знижує схильність сталі до відпускнуї крихкості. Крім того, вона вимагає високих ступенів деформації (75 - 95%) та потужного обладнання.

Підвищення міцності при термомеханічній обробці пояснюють тим, що в результаті деформації аустеніту відбувається подрібнення його зерен (блоків). Розміри блоків зменшуються в два - чотири рази в зрівнянні зі звичайним гартуванням. Також збільшується щільність дислокацій. При подальшому гартуванні такого аустеніту утворюються більш дрібні пластини мартенситу, знижуються напруги.

Механічні властивості після різних видів ТМО для машинобудівних сталей в середньому мають наступні характеристики (табл. 2.1):

Таблиця 2.1. Механічні властивості сталей після ТМО

	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
НТМО	2400-2900	2000-2400	5-8	15-30
ВТМО	2100-2700	1900-2200	7-9	25-40
ТО	1400	1100	2	3

Термомеханічну обробку застосовують і для інших сплавів.

### *Механізми зміцнення конструкційних сталей*

Спочатку основним показником при розробці сталей вважали межу міцності, а показникам межі текучості, в'язкості або зварюваності надавали невелике значення, оскільки найбільш поширеним і найбільш надійним способом з'єднання елементів конструкцій була клепка. При цьому основним способом зміцнення конструкційних сталей, отриманих гарячою прокаткою, було легування вуглецем.

Метод зварювання, який прийшов на зміну клепці та болтовим з'єднанням, викликав необхідність зниження вмісту вуглецю в сталі. При підвищеному вмісті вуглецю зварювання необхідно здійснювати або в середовищі захисного газу, або

під шаром флюсу, що приводить до підвищення витрат та знижує технологічність. Міцність сталі забезпечувалась за рахунок підвищеного вмісту марганцю, причому покращення в'язкості ще не було виявлено [6].

Крихке руйнування сталевих конструкцій призвело до визнання того, що в'язкість руйнування є важливою характеристикою. Стала очевидною необхідність забезпечення в сталі низького температурного порогу крихкості. Визначено велике значення високої межі текучості замість високої межі міцності. Це призвело до подальшого зниження вмісту вуглецю і значного підвищення вмісту марганцю в сталі. Встановлено переваги високих значень відношення вмісту марганцю до вмісту вуглецю для забезпечення необхідних значень ударної в'язкості, а також встановлена суттєва роль розміру зерна.

Вплив структурних факторів на властивості міцності сталі можна представити у вигляді модифікованого рівняння Петч-Холла (2.1):

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_\phi + \sigma_{mp} + \sigma_{\partial m} + \sigma_\partial + \sigma_c + k_y D_\phi^{-1/2} \quad (2.1)$$

де  $\sigma_T$ - межа текучості,  $\sigma_0$ - напруга від опору руху дислокацій кристалічної решітки (межа текучості монокристала фериту),  $\sigma_\phi, \sigma_{mp}, \sigma_{\partial m}, \sigma_\partial, \sigma_c$  - зміцнення за рахунок присутності другої фази (перліт, бейніт), твердого розчину, дисперсних частинок, дислокацій і субструктури відповідно;  $D_\phi$ - діаметр зерна фериту,  $k_y$ - коефіцієнт виражає напругу, що вимагається для активації руху дислокацій.

Тільки механізми, пов'язані з подрібненням зерна ( $\sigma_c + k_y D_\phi^{-1/2}$ ) одночасно підвищують і властивості міцності, і холодостійкість металу. Температура в'язко-крихкого переходу ( $T_{пер}$ ) для фериту може бути виражена таким співвідношенням (7.2):

$$T_{пер} = \ln \beta - \ln c - \ln D_\phi^{-1/2}, \quad (2.2)$$

де  $D_\phi$  - діаметр зерна фериту,  $\beta$  і  $c$  - постійні.

У спрощеному вигляді це рівняння можна представити таким чином:

$$T_{\text{пер}} = a + m \cdot D_{\text{ф}}^{-1/2}, \quad (2.3)$$

де  $a$  і  $m$  - коефіцієнти.

$m$  - для конструкційних сталей дорівнює  $12^{\circ}\text{C} / \text{мм}^{-1/2}$ .

Механізми зміцнення розглядають також з точки зору їх впливу на окрихчення. Зроблено спробу встановити коефіцієнт окрихчення:  $k = \Delta T_{\text{пер}} / \Delta \sigma_{\text{T}}$ .

Для підвищення  $\sigma_{\text{T}}$  за рахунок дисперсійного твердіння на кожні 10 МПа зміцнення  $T_{\text{пер}}$  підвищується на  $3,5^{\circ}\text{C}$ ; при подрібненні зерна  $k = - 6^{\circ}\text{C} / 10$  МПа; при зміцненні за рахунок твердого розчину  $k = + 3,5^{\circ}\text{C} / 10$  МПа. Перехідна температура сталі не підвищується, якщо зміцнення за рахунок подрібнення зерна складає не менше 40%. Субструктура впливає у тому ж напрямку.

Використання цього механізму в комплексі з іншими відомими механізмами зміцнення, такими як твердорозчинне зміцнення, зміцнення за рахунок текстури, зміцнення дислокаціями; дисперсійне зміцнення і субзеренне зміцнення дозволяє при економному легуванні отримувати технологічні, добре зварювальні матеріали, що відповідають підвищеним вимогам споживачів за міцністю і в'язкістю.

Викладене вище стало основою для розробки нових технологій виробництва високоміцних низьколегованих сталей. Однією з таких технологій є контрольована прокатка.

### *Матеріалознавчі основи технології контрольованої прокатки*

З точки зору формування структури процес контрольованої прокатки спрямований на досягнення основної мети: це подрібнення зерна фериту шляхом об'єднання пластичної деформації і управління процесами формування мікроструктури.

Основою контрольованої прокатки є гаряча деформація аустеніту. За допомогою контролю регулювання умов гарячої прокатки в аустеніті створюється висока щільність центрів зародження феритної фази, що дозволяє отримати дрібнозернисту феритну структуру після  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення.

Аналіз процесів структуроутворення при гарячій пластичній деформації показує, що ефективно і стабільно вплив деформації на структуру сталі, визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту даної сталі.

При традиційній високотемпературній прокатці температура кінця прокатки складає 1050-900°C в залежності від товщини листа. При такій прокатці гарячий аустеніт зберігає великий розмір зерна і прокатаний метал має успадковану грубозернисту ферито-перлітну структуру.

Добавки карбонітридоутворюючих елементів (ванадій, титан, ніобій) підвищують точку кінця рекристалізації  $\gamma$  - фази на 100 і більше градусів в залежності від їх концентрації. Це пояснюється виділенням з твердого розчину в процесі охолодження металу дрібнодисперсних карбонітридів, гальмують міграцію кордонів аустенітного зерна. Вплив зазначених елементів різна, найвищою здатністю гальмування рекристалізації має ніобій, за ним слідує титан і ванадій. При прокатці у сталей які містять ніобій містять сталей число центрів зародження  $\alpha$  - фази значно збільшується через те, що гаряча деформація аустеніту в таких сталях активує, на додаток до механізму утворення центрів зародження  $\alpha$ -фази на межах аустенітних зерен, також механізми зародження таких центрів на двійниках і в смугах деформації, що утворюються при деформації нерекристалізованого аустеніту. Крім того, деформоване аустенітне зерно має більшу площу кордонів, ніж рівноважне зерно рекристалізованого аустеніту.

Звичайно при високотемпературній контрольованій прокатці спочатку досягають подрібнення зерна в зоні рекристалізації при чорновій прокатці при температурах вище 950 - 1000 °C. Після витримки завершують прокатку в інтервалі температур нижче 900°C, деформуючи аустеніт, який не

рекристалізується. Таким чином, необхідно отримати максимальну поверхню зерен аустеніту і ввести смуги деформації, тим самим збільшити кількість центрів зародження  $\alpha$  - фази, і, як наслідок, подрібнити кінцеве зерно фериту. Звичайно сумарна деформація при температурах нижче температури закінчення рекристалізації становить  $\geq 70\%$ . Управління цими процесами призводить до ефективного подрібнення зерна за рахунок багаторазової постдинамічної рекристалізації після кожного проходу. При цьому не слід допускати прокатку з малими ступенями обтискування за пропуск (критична деформація), щоб уникнути спонтанного зростання зерна. Чим більш дрібним є вихідне аустенітне зерно перед деформацією, нижче температура прокатки і вище ступінь деформації при кожному пропуску, тим більш дрібним буде рекристалізоване зерно.

Якщо температура деформації була занадто низькою для протікання процесу рекристалізації, аустенітне зерно набуває видовжену форму. Зі збільшенням ступеню мікролегування затримка рекристалізації може спостерігатись при більш високих температурах деформації. Наприклад, сталь, що містить 0,03% Nb, не рекристалізується після деформації нижче 900°C.

При контрольованій прокатці розмір зерна фериту визначається сумарною деформацією при температурах, при яких рекристалізація відбуватись не може. Тому важливим параметром для чистової стадії прокатки є товщина підкату, яка повинна в 3,5 - 4 рази перевищувати кінцеву товщину прокату.

На завершальній стадії можливе продовження прокатки при більш низьких температурах в двофазної  $\gamma + \alpha$  - області близько 720 - 750 °C. При цьому необхідне поєднання міцності і морозостійкості досягається за рахунок деформації фериту, який утворюється. Післядеформаційне охолодження прокату здійснюється на повітрі.

*Аналіз світового досвіду виробництва конструкційних  
низьколегованих сталей*

Зростаючу потребу будівельної індустрії в металопрокаті можна задовольнити за рахунок підвищення кількості та якості продукції, що випускається. При цьому в ряді робіт показано, що нарощування фізичних обсягів виробництва сталі обходиться дорожче, ніж забезпечення тієї ж потреби в сталі за рахунок підвищення її якості. Для підвищення якості металопродукції застосовуються конкуруючі між собою різні термічні і комбіновані термомеханічні обробки. Підвищення механічних властивостей, яке досягається при цьому, збільшує область застосування сталей підвищеної та високої міцності за рахунок зниження металоємності конструкцій.

Традиційними способами термічної обробки прокату з конструкційних сталей, що застосовуються в промисловості, є нормалізація і термічне поліпшення.

Нормалізація передбачає нагрів металопркату в аустенітному інтервалі температур з наступним охолодженням на повітрі. Це призводить до розпаду аустеніту в температурному інтервалі перлітного перетворення. Нормалізація дозволяє подрібнювати структуру, підвищити міцність і в'язко-пластичні властивості. За рахунок своєї простоти і відсутності необхідності в спеціальних, охолоджувальних пристроях така термічна обробка є одним з найбільш конкурентоспроможних способів підвищення механічних властивостей конструкційних сталей. Однак, для будівельних сталей підвищеної та високої міцності нормалізація застосовна тільки в поєднанні зі значним легуванням.

Термічне поліпшення складається з гартування із аустенітної області та подальшого високого відпуску ( $\sim 650^{\circ}\text{C}$ ), що підвищує характеристики міцності, не зменшуючи при цьому пластичність, підвищує холодостійкість і дозволяє знизити витрати сталі при виготовленні металевих конструкцій на 15 - 20%. При однаковому хімічному складі операція термічного поліпшення забезпечує зростання міцності в зрівнянні з нормалізацією, однак, вимагає наявності складного охолоджуючого устаткування.

Вказані методи не є найбільш економічними, оскільки вимагають повторного нагріву металопрокату. Крім того, необхідні капітальні витрати на спорудження нагрівальних печей, спеціальних приміщень для обладнання, пов'язаного з роботою печей, і відповідні експлуатаційні та транспортні витрати,

З іншого боку, протягом століть обробка тиском при підвищених температурах (зокрема, гаряча прокатка) використовувалась виключно для отримання металу необхідної форми. Гаряча деформація в дійсний час застосовується не тільки для зміни геометричних розмірів виробу, але і для покращення властивостей за допомогою вибору раціональних режимів обробки. Термомеханічна обробка (ТМО) поєднує нагрів, охолодження та деформацію для отримання властивостей, що вимагаються, та покращення їх. В дійсний час ТМО включає різні види технологічних процесів: високотемпературна (ВТМО), низькотемпературна (НТМО), механіко-термічна (МТО), контрольована прокатка та ін.

Контрольована прокатка вважається одним з найбільш економічних методів виробництва конструкційного металопрокату підвищеної міцності.

Контрольована прокатка є різновидом процесу термомеханічної обробки сталей і сплавів, що характеризується регламентованими, в залежності від хімічного складу, умовами нагріву металу, температурними і деформаційними параметрами процесу і заданими режимами охолодження металу на різній стадії пластичної обробки, результатом чого є подрібнення аустенітного, а, отже, і феритного зерна, що призводить до одночасного підвищення міцності і в'язкості сталі. Роботи в цьому напрямку почалися вже в кінці XIX- початку XX століття, однак, перше систематичне використання контрольованої прокатки в металургійній промисловості почалося на прокатних заводах декількох європейських країн (Нідерланди, Бельгія, Швеція) тільки після Другої світової війни і стала заміною нормалізації при виробництві конструкційних сталей.

У середині 1960-х років в Англії було проведено ряд фундаментальних досліджень по контрольованій прокатці. Були досліджені вільні від перліту сталі і сталі із зниженим вмістом перліту, для яких наявність мікролегуючих елементів Nb або V і контрольована прокатка були обов'язковими складовими отримання

високої міцності і хорошій ударній в'язкості при низькому вмісті вуглецю. Починаючи з 1970-х років високоміцні низьколеговані сталі застосовуються в промисловості, а технологією їх виробництва в усьому світі є контрольована прокатка.

Основною перевагою контрольованої прокатки в зрівнянні з іншими способами виробництва прокату з високоміцних сталей (нормалізація або гартування з відпуском) є здатність покращення балансу між кількістю легуючих елементів і комплексом механічних властивостей, тобто отримання більш міцних та в'язких сталей при використанні менш дорогих легуючих добуток. У роботі Парріні здійснено економічне порівняння різних видів обробок сталі (рис 2.2.).

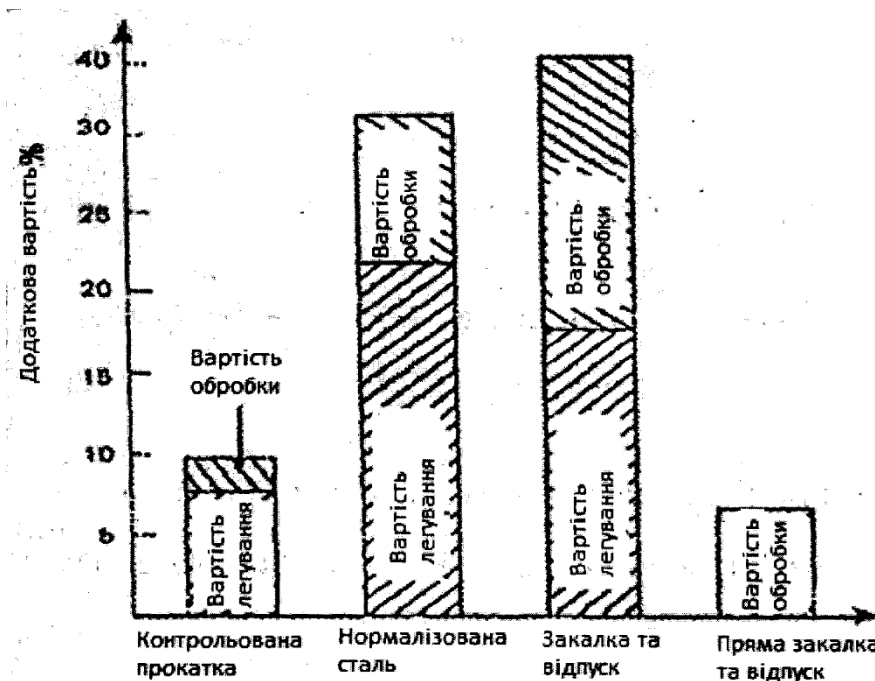


Рис 2.2. Витрати на додаткове легування і подорожчання обробки для виробництва спеціально оброблених товстих листів однакової якості і розмірів в зрівнянні з виробництвом марганцевих сталей

Контрольована прокатка застосовується головним чином для сталей, які після перетворення за дифузійним механізмом мають ферито-перлітну структуру і структуру проміжного перетворення. При виборі хімічного складу цих сталей слід враховувати два фактори, а саме: оптимізацію вмісту основних

легуючих елементів (С, Мп, Си, №, Сг, Мо) і ефективного використання мікролегуючих елементів (Nb, Ti, V, Al).

Основні легуючі елементи визначають температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення ( $A_{r3}$ ). При зниженні  $A_{r3}$  розширюється робочий температурний діапазон існування аустеніту для нерекристалізованого режиму. Відповідно стає можливим формування великої кількості нерекристалізованого аустеніту. Зниження  $A_{r3}$  також пригнічує зростання зерна фериту після перетворення, що призводить до подрібнення феритних зерен. Використання вуглецю зазвичай мінімізується через необхідність хорошої зварюваності, пластичності і ударної в'язкості і тому зниження  $A_{r3}$  досягається спільним введенням інших легуючих елементів типу Мп, Ni і С.

$$A_{r3} (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0,359(t - 80), \quad (2.4)$$

де символи елементів вказують їх вміст у % (мас.), t - товщина листа в мм

Мікролегуючі елементи при контрольованій прокатці впливають на три важливі параметри: на формування зерна аустеніту при нагріванні, на швидкість рекристалізації аустеніту і на особливості розпаду аустеніту. Зростання зерна аустеніту при нагріванні стримується за рахунок бар'єрного ефекту при наявності дрібних виділень AlN, Nb (CN), TiNi та VN. Наявність Nb і Ti при нагріванні ефективно пригнічує рекристалізацію аустеніту під час і після гарячої деформації. Тому температура рекристалізації збільшується більш, ніж на 100° С, що дозволяє починати чистову прокатку при традиційній контрольованій прокатці при більш високих температурах. На початковій стадії присутність Nb у аустеніті призводить до додаткового подрібнення феритного зерна в процесі  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, коли зерно аустеніту до перетворення досить дрібне. Nb, Ti і V, розчинені в аустеніті, зміцнюють ферит при виділенні дрібних карбідів, нітридів або карбонітридів під час перетворення і після нього. Вплив мікролегуючих елементів робить їх обов'язковими складовими при контрольованій прокатці сталей.

Рекристалізаційна контрольована прокатка (РПК) з подальшим прискореним охолодженням (ПО) розроблена в 1980-90-х роках в якості одного з різновидів термомеханічної обробки з метою досягнення високої міцності, ударної в'язкості і зварюваності високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей (ВНН). Покращення властивостей РПК + ПО товстого листа і сортового прокату пов'язано з різними механізмами зміцнення, найбільш важливим з яких є подрібнення зерна, за допомогою якого можна одночасно підвищити і міцність, і пластичність стали.

Для досягнення оптимального подрібнення зерна фериту необхідно досягти максимальної площі меж зерен аустеніту на одиницю об'єму до моменту  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Сформуванню такого структурного стану в металі можна за допомогою низькотемпературної контрольованої прокатки (НКП) або РПК з відносно високою температурою кінця прокатки (рис. 2.3).

Найчастіше чистову прокатку при низькотемпературній контрольованій прокатці, здійснюють при температурах трохи нижче, ніж температура кінця рекристалізації.

Високий комплекс механічних властивостей можна досягти і за допомогою КП + ПО, але при цьому знижується продуктивність стану за рахунок додаткового часу витрачається проведення прискореного охолодження металу після чистової кліті. Однак, як було показано раніше, деформований аустеніт не є обов'язковою умовою для створення дрібнозернистої структури фериту, який формується з рекристалізованого або не рекристалізованого аустеніту за умови, що розмір зерна  $\gamma$  менше 20 мкм. Таким чином, РПК стала альтернативою НКП. Головною ідеєю РПК є подрібнення зерна, за рахунок статичної рекристалізації аустеніту відбувається при температурах прокатки, які вище, ніж температура зупинки рекристалізації (рис. 2.3). Причому тонкамікроструктура прокату зберігається в паузах між проходами і при охолодженні нижче  $A_{\gamma 3}$  за рахунок дисперсних частинок другої фази, які виділились.

ПО після гарячої деформації змінює структуру товстолистового прокату з ферито-перлитної на ферито-бейнітну і, отже, підвищує міцність без зниження

низькотемпературної ударної в'язкості. Зниженню значень низькотемпературної ударної в'язкості через виділення Nb(C, N) або V (C, N) перешкоджає формуванню більш дисперсної структури готового прокату.

Таким чином, застосування РКП + ПО дозволяє досягти не тільки високого комплексу механічних властивостей в товстому листі, але і знизити енерговитрати на виробництво високоміцних сталей. Перевагою РКП + ПО є відносна простота режиму прокатки і, отже, може бути реалізована, на металургійних комбінатах з малопотужними прокатними станами.

Однак, контрольована прокатка має економічні недоліки:

- потреба в більш потужному обладнанні для прокатки, яка призводить до необхідності в істотних капіталовкладеннях;
- втрата рівня продуктивності в зрівнянні зі звичайною прокаткою (в середньому на 20%);
- знижений ККД через підвищене відбракування, викликане необхідністю більш точного управління виробничим процесом;
- потреба у великих витратах підприємства на поточні ремонтні роботи;
- високі витрати на легування.

Останнє можна віднести до найбільш важливого недоліку РКП, оскільки підвищення класу міцності прокату до рівня X70 шляхом спеціального легування і використання ПО призводить до підвищення кінцевої вартості продукції на 40%, (при прямому гартуванні - на 7%). Отримання класу міцності X100 шляхом прямого гартування дозволяє досягти економії за рахунок зниження вартості легуючих елементів.

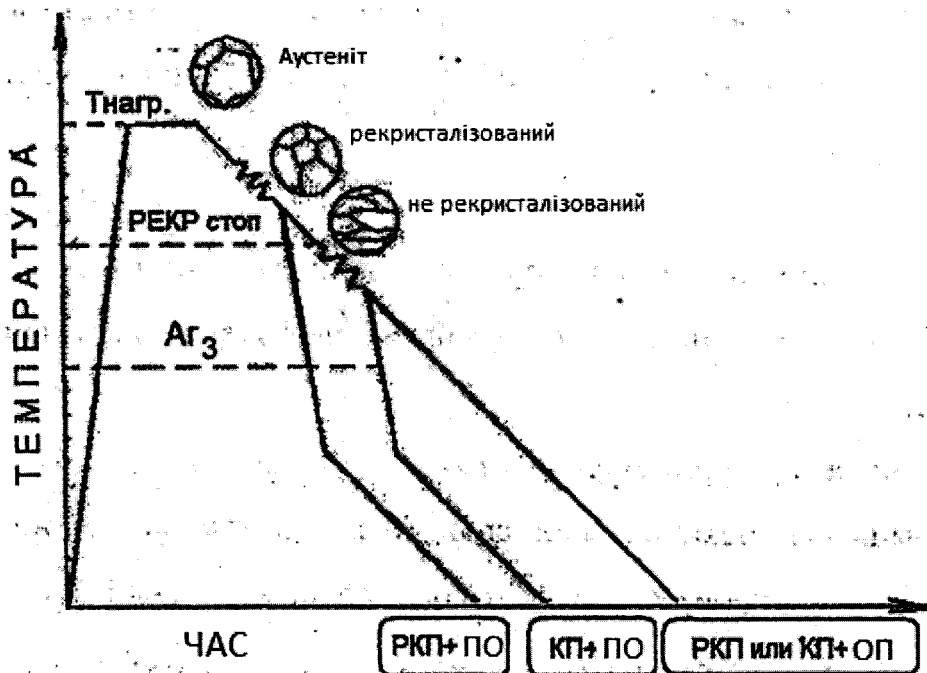


Рис. 2.3. Термомеханічні обробки: РКП - рекристалізаційна контрольована прокатка; ПО - прискорене охолодження; КП - контрольована прокатка; ОП - охолодження на повітрі; РЕКРстоп - температура кінця рекристалізації

### *Термічна обробка з прокатного нагріву*

Роботи К.Ф. Стародубова із співробітниками в області технології зміцнення металу з прокатного нагріву вважаються піонерськими не тільки в нашій країні, але і у всьому світі. Більше 50 років тому ними створена і реалізована на практиці термічна обробка з прокатного нагріву в технологічному потоці сталей масового виробництва. Показано, що значна економія енергії, пов'язана із застосуванням тепла прокатного нагріву, супроводжується істотним зміцненням прокату завдяки фіксації дислокаційної і тонкої структури, яка утворилась в результаті деформації. В продовження цих робіт проф. В.І. Большаковим із співробітниками показана можливість здійснення прискореного охолодження в потоці стану відразу після контрольованої прокатки. Показано, що при використанні прямого гартування низьковуглецевих мікролегованих сталей

можна отримати більш високі механічні властивості, ніж у легованих сталей, при значному скороченні витрат.

Контрольована прокатка або прискорене охолодження, якщо використовувати їх окремо, не може забезпечити повний діапазон механічних властивостей сучасних конструкційних сталей. У західному науковому і промисловому середовищі при виробництві листів і сортового прокату контрольованою прокаткою з прискореним охолодженням використовується термін «термомеханічна контрольована прокатка» (ТМКП).

### *Третє покоління термомеханічного контрольованого процесу*

У 1999 році корпорацією «Кавасакі» (Японія) розроблено і впроваджено технологію виробництва двотаврових балок для будівництва. Висока міцність і жорсткість балок досягнуто завдяки використанню механізму подрібнення зерна. Такий процес ймовірно може бути названий третім поколінням термомеханічного контрольованого процесу, який є новим методом гарячої прокатки, спрямованої на підвищення швидкості зародження фериту за рахунок виділення часток VN всередині аустенітного зерна в сталях з підвищеним вмістом ванадію (рис. 2.4). Результати повномасштабних випробувань, проведених на колонах, виготовлених за новою технологією, показали, що після навантаження проектними навантаженнями колони мали високий запас міцності. Це забезпечує безпеку використання товстолистого прокату, виготовленого за цією технологією в якості матеріалу для висотних будівель.

Третє покоління термомеханічного контрольованого процесу показано на рисунку 2.4. Для здійснення процесу необхідно відповідний вміст ванадію і азоту в сталі, а прокатку слід вести у чорновій і чистовій групах.

У звичайних вуглецевих сталях зародження фериту, як правило, відбувається на межах аустенітних зерен. Проте, зародження фериту можливо також і всередині зерна аустеніту на виділеннях карбонітрідів.

У роботі, опублікованій Т. Кімурой із співробітниками, стверджується, що частинки нітрідів ванадію можуть стати ефективними центрами зародження

фериту, навіть в серединних шарах товстих листів, де швидкість охолодження значно менше, ніж на поверхні.

У цій моделі дрібці виділення нітридів ванадію не тільки гальмують рекристалізацію аустеніту, а й сприяють більш ефективному зародженню фериту. В результаті формується дисперсна структура фериту, внаслідок виділення дрібних частинок VN всередині аустенітного зерна до  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, а також міжфазних виділень під час перетворення з аустеніту в ферит.

На рис. 2.4 схематично зображено перший етап прокатки, який сприяє повторній рекристалізації аустеніту. Другий етап прокатки, при температурах трохи нижче першого, сприяє деформаційному ініціюванню виділень нітридів ванадію. Виділення VN відбуватиметься по межах і всередині зерна аустеніту, що підвищить кількість центрів зародження фериту і призведе до подрібнення структури готового товстого листа.



Рис. 2.4. Зміна структури товстостісного прокату із сталей з підвищеним вмістом ванадію під час проведення термомеханічного контрольованого процесу

Більшість залежностей хімічний склад - механічні властивості показують лінійну залежність підвищення міцності зі збільшенням вмісту ванадію. Це дозволяє використовувати ванадій як «керуючий» фактор, за допомогою якого

можна досягти нормативних вимог. Однак, концентрація ванадію обмежується гранично допустимим вмістом азоту. З підвищенням класу або товщини прокату досягти необхідного рівня властивостей можливо шляхом регулювання вмісту ванадію в сталі.

### *Процес Сумітомо*

Процес Сумітомо є одним з видів прокатного виробництва, який дозволяє в найкоротші терміни з високою економічністю виробляти велику кількість листової сталі, що характеризується високими показниками низькотемпературної в'язкості. Для реалізації поставленої мети запропоновано новий метод термомеханічної обробки, розроблено обладнання та технологічний процес.

При розробці нового технологічного процесу враховували наступні умови:

- процес базується на методі термомеханічної обробки;
- процес забезпечує масове виробництво;
- управління процесом автоматизовано.

З точки зору механізму зростання в'язкості сталі в процес Сумітомо закладені наступні ефекти, що працюють в залежності від необхідних властивостей сталі:

- подрібнення зерна;
- твердіння;
- наклеп;
- зміцнення, обумовленого фазовим перетворенням сталі.

При отриманні високов'язкої сталі процесом Сумітомо в найбільшій мірі використовується ефект подрібнення зерна. Три інших ефекти вважаються сприятливими з точки зору інтенсифікації процесу зміцнення, однак вони можуть негативно позначатися на в'язкості сталі в стані після традиційної прокатки або після нормалізації. При прокатці по методу Сумітомо вдається успішно використовувати і ці три ефекти, що забезпечуються нагріванням металу трохи вище температури  $A_{c3}$  з подальшою прокаткою, в результаті чого в'язкість сталі не знижується (табл. 2.2).

Подрібнення зерна в процесі Сумітомо досягається за допомогою наступного механізму, який включає наступні ступені:

А. Подрібнення вихідного зерна аустеніту шляхом нагрівання сталі до температури, яка незначно перевищує точку  $A_{c3}$ .

В. Подрібнення зерна аустеніту шляхом прокатки в інтервалі температур його рекристалізації.

С. Введення смуги деформації в структуру шляхом прокатки аустеніту в інтервалі температур нижче температури рекристалізації (очевидне зростання протяжності меж).

Д. Подрібнення зерна за рахунок динамічного звороту або рекристалізації деформованого фериту шляхом прокатки в міжкритичному інтервалі температур металу з аустеніто-феритною структурою.

Як видно з рис. 2.5, при звичайній термічній обробці використовується тільки механізм (А). Термомеханічна обробка, розроблена Р.Грейнджем, основана на механізмах (А) і (Б), які забезпечують подрібнення зерна. При прокатці з контрольованим охолодженням використовують механізми (Б-Г), але весь цикл включає всього по одній операції прокатки і нагрівання. Це обмежує можливості створення оптимальних умов прокатки (з точки зору забезпечення високої в'язкості сталі) в поєднанні з високою продуктивністю і т.п. факторами, що призводить до обмеженого використання механізмів зміцнення і не забезпечує досягнення високого рівня в'язкості.

Процес Сумітомо дозволяє використовувати механізми (А-Г) в залежності від необхідної в'язкості, що забезпечує отримання властивостей не нижче тих, що досягаються звичайними методами.

На рис. 2.6 показано, як змінюється мікроструктура сталі на окремих етапах процесу Сумітомо в зрівнянні зі звичайними процесами прокатки з контрольованим охолодженням і прокатки з нормалізацією.

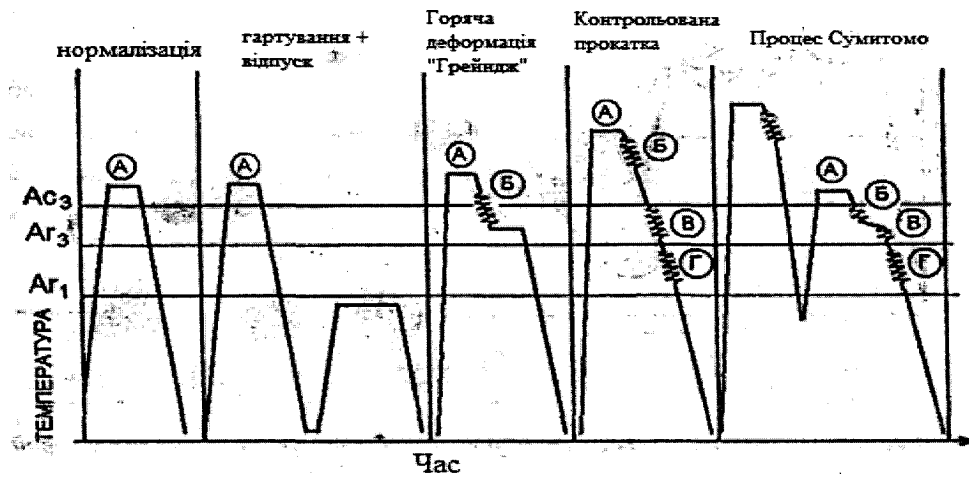


Рис 2.5. Використання різних механізмів зміцнення при термомеханічних обробках

За допомогою прокатки з контрольованим охолодженням можна отримати структуру з величиною зерна 5 – 10 мкм. Однак, у порівнянні з мікроструктурою, отриманої за процесом Сумітомо, зерно після прокатки з контрольованим охолодженням формується великим і неоднорідним, що обумовлено зростанням зерна аустеніту при високотемпературному нагріванні сляба (1100-1250°C).

Процес Сумітомо реалізовано на існуючому листопрокатному стані заводу в Касима (Японія) без зниження виробничих показників.

У зрівнянні з листом, отриманим прокаткою з контрольованим охолодженням, прокат, виготовлений за допомогою процесу Сумітомо, має наступні переваги: високу в'язкість при низьких температурах, підвищену однорідність механічних властивостей, хорошу зварюваність, стабільну якість при масовому виробництві.

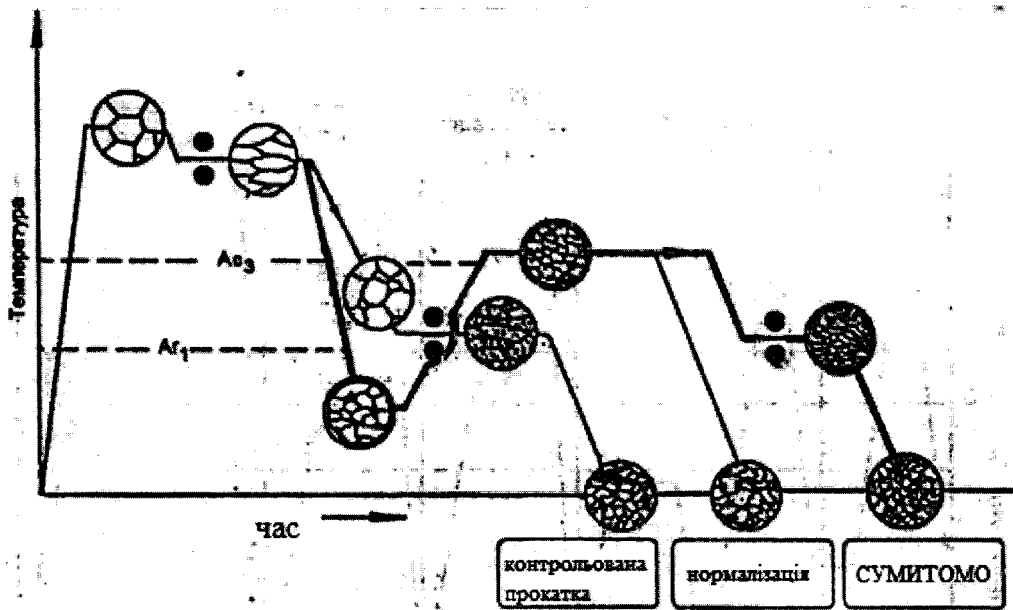


Рис. 2.6 - Схема мікроструктурних змін при отриманні листової сталі методом контрольованої прокатки, високотемпературної прокаткою з наступною нормалізацією і процесом Сумітомо

Таблиця 2.2

Зіставлення процесу Сумітомо з іншими методами прокатки листа

Контрольована прокатка	Прокатка з нормалізацією	Сумітомо
Нагрівання слябу		
Чорнова прокатка	Гаряча прокатка	Чорнова прокатка
Охолодження на повітрі до температури трохи вище $A_{c1}$	Охолодження у воді до температури нижче $A_{c1}$	Охолодження у воді до температури нижче $A_{c1}$
	Повторний нагрів до температур вище точки $A_{c3}$	Повторний нагрів до температур вище точки $A_{c3}$
Чистова прокатка	-	Чистова прокатка
Охолодження на повітрі		
Готова продукція		

## ПРАКТИЧНА РОБОТА № 3

### Структурно-чутливі фактори показників механічних властивостей

*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. Подальше накопичення дефектів підвищує міцність і збільшує опір пластичній деформації. Крива лише якісно характеризує основні способи здобуття високоміцних і високо пластичних 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) [7].

На практиці найчастіше користуються кривими деформації при розтяганні, вигині, крученні та інших видах деформації (рис. 3.1) і загальною картиною структурних змін при механічних діях.

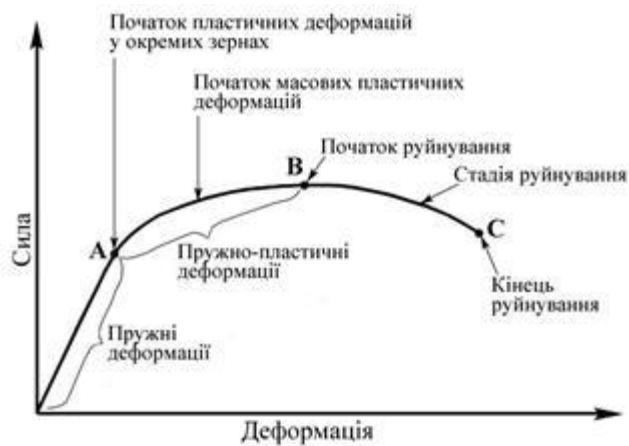


Рис. 3.1. Крива деформації

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).

1. 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. 3.2).

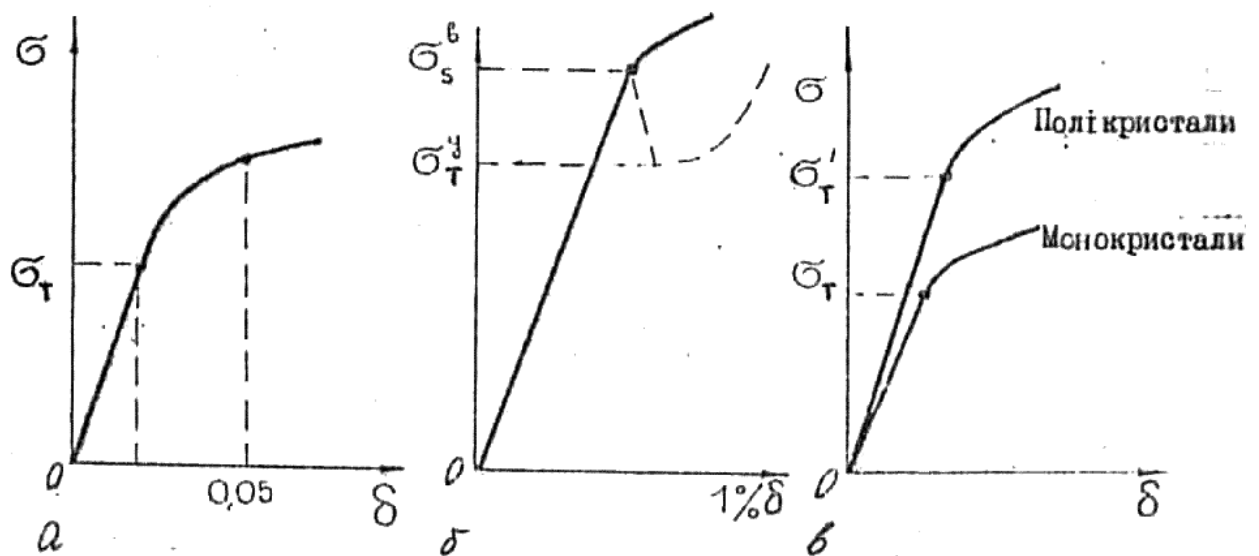


Рис. 3.2. Криві деформації для матеріалів різної міцності

М'які метали мають плавну границю текучості (рис. 3.2, 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 умов деформації і розвитку двійникування рис. 3.2, б).

Полікристали і м'яких і твердих металів починають деформуватися при великих напруженнях внаслідок ефекта 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 одночасності 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.3.2, 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:

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + K_{yt}d^{-1/2}, \quad (3.1)$$

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. 3.3).

На границю текучості металів впливає не тільки тип решітки і наявність домішок (рис. 3.4), 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 ( $\sigma_T$ ). 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  $\sigma_T$  й інтенсивності деформаційного зміцнення.

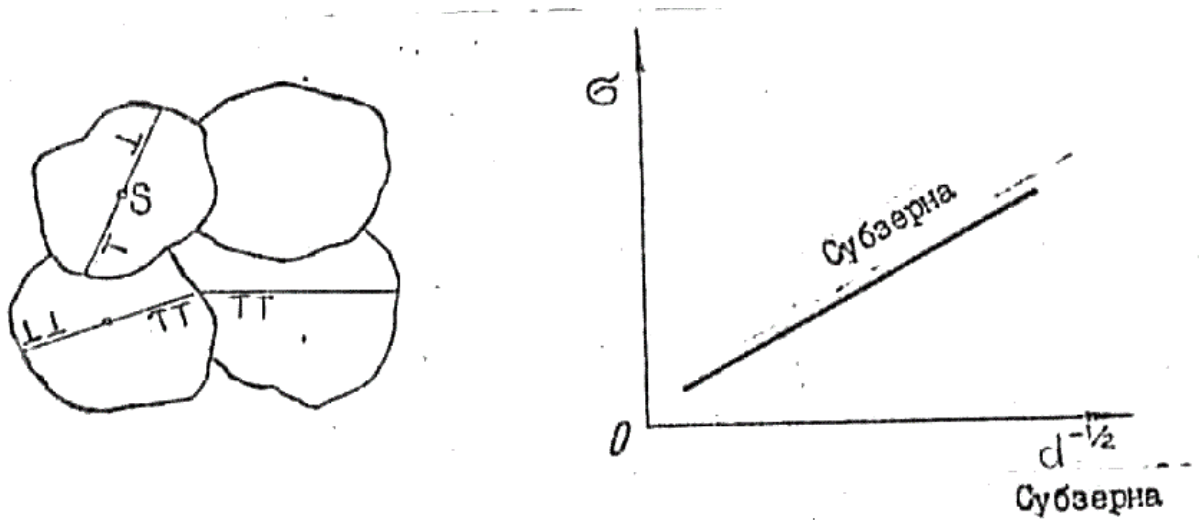


Рис. 3.3. Графік залежності типу Петча для субзеренної структури

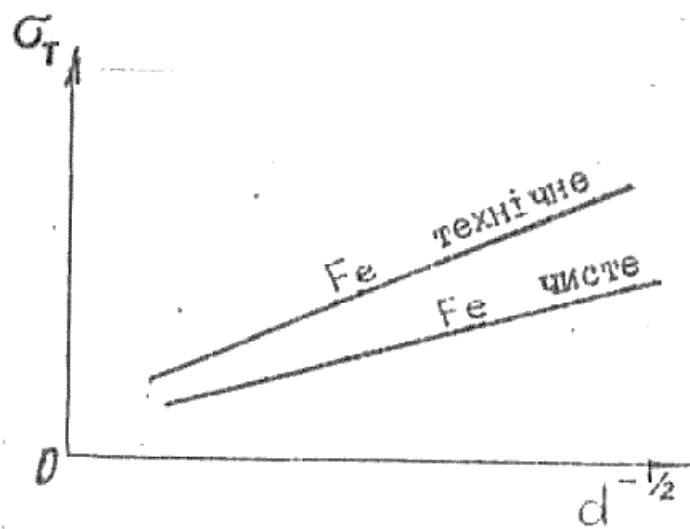


Рис. 3.4. Графіки залежності границі текучості від наявності домішок

Розрізняють легування домішками заміщення і впровадження. Ефективність їх неоднакова. Наприклад, на міді ефект легування домішками заміщення можна простежити за кривими деформації (рис. 3.5,а) і залежно від вмісту легуючої добавки – за графіками, зображеними на рис. 3.5,б.

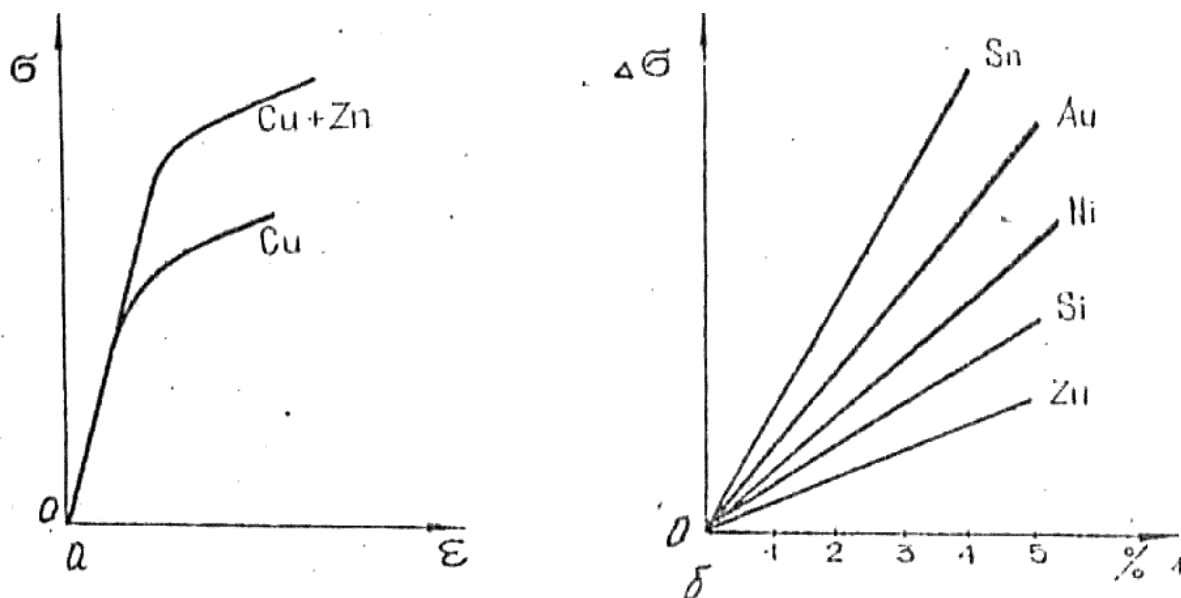


Рис. 3.5. Вплив домішок (а) і легуючих елементів (б) міді на вигляд кривих зміцнення

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  $C_b = 0,5$ , 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. 3.6 і 3.7).

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



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

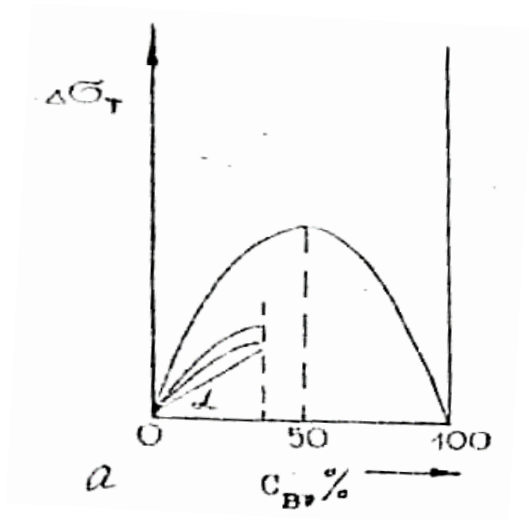


Рис. 3.6. Криві залежності зміцнення від  $C_B$

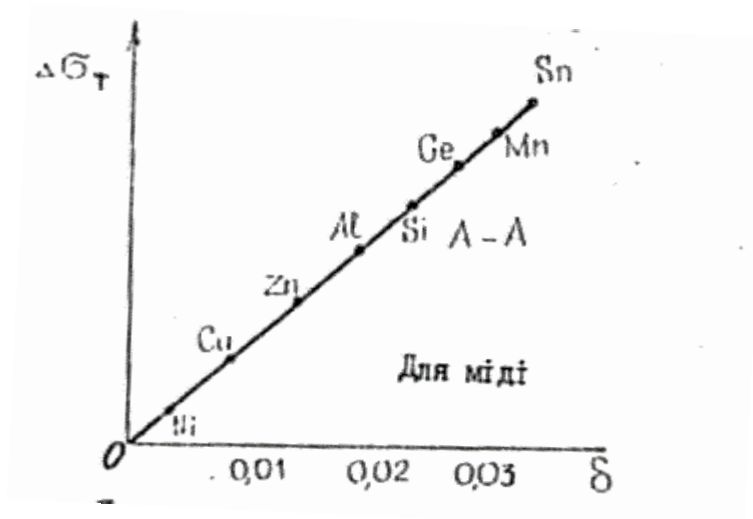


Рис. 3.7. Графік залежності зміцнення від  $\delta$

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.

3.8). 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. 3.8. 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

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + K_T d^{-1/2}, \quad (3.2)$$

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. 3.9).

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

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).

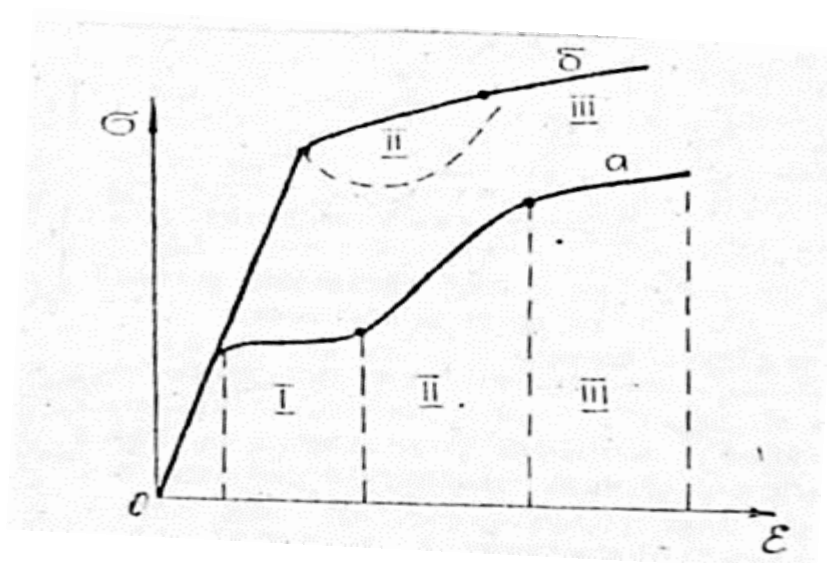


Рис. 3.9. Криві деформації: а – для моно-, б – для полікристалів

## ПРАКТИЧНА РОБОТА № 4

### Аналіз дислокаційних процесів, що виникають в матеріалі у випадку руйнування

#### *Руйнування металів і сплавів. Дислокаційні моделі руйнування*

Експериментально доведено, що руйнування невіддільне від процесів пластичної деформації. Ті 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. 4.1,а).

Ці напруження можуть досягати величини, при якій можна:

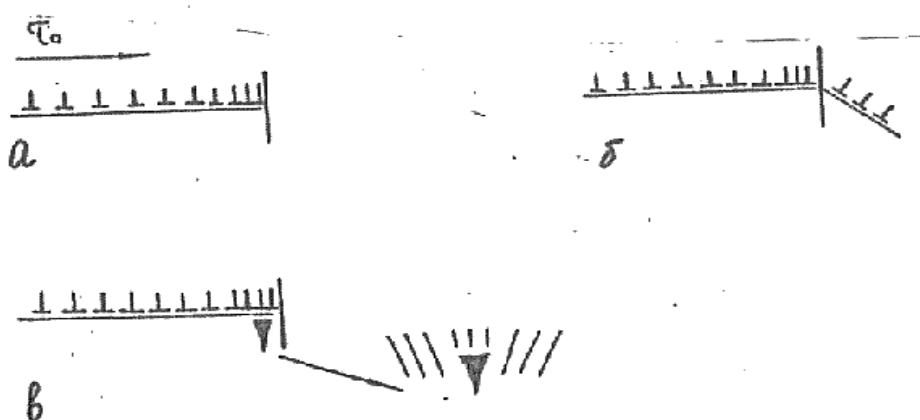


Рис. 4.1. Механізми руйнування

-подолати опір перешкоди. При цьому дислокації, прориваючись, утворюють лавину зсувів за перешкодою (пластична релаксація, рис. 4.1,б);

-зблизити головні дислокації біля перешкоди настільки, що вони зливаються в один загальний дефект – зародкову тріщину (рис. 4.1,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. 4.2). 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.

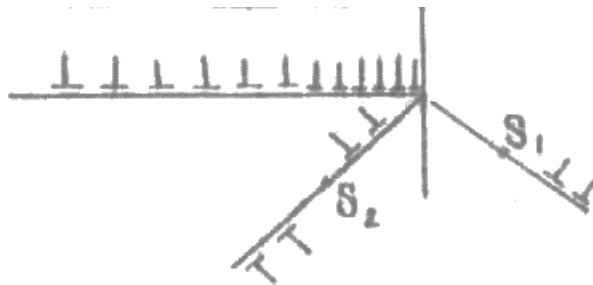


Рис. 4.2. Утворення скупчень дислокацій біля перешкод

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:

$$x_i = \frac{A \pi^2}{8 n \tau a} (i - 1), \quad (4.1)$$

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

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

Число дислокацій, які розміщуються на довжині  $L$ :

$$n = \frac{L\tau_a}{2A} \quad (4.2)$$

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. 4.3)

$$G = Kn\tau_a, \quad (4.3)$$

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. 4.4).

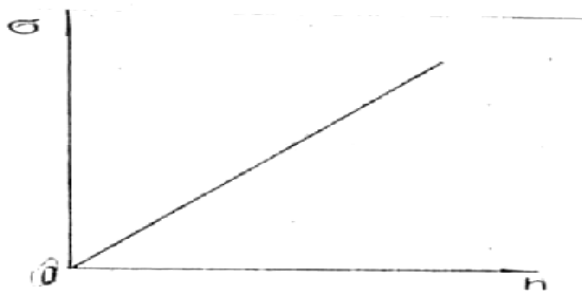


Рис. 4.3. Графік залежності нормальних напружень, створюваних на ведучій дислокації скупчення, від числа дислокацій

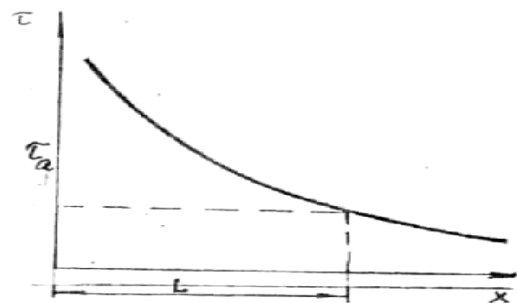


Рис. 4.4. Крива залежності дотичних напружень  $\tau_a$  від відстані до голови скупчення дислокації

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  $\theta$ :

$$\sigma = \frac{3}{2} \left(\frac{L}{\tau}\right)^{\frac{1}{2}} \tau_a \sin \theta \cos \frac{1}{2} \theta \quad (4.4)$$

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

$$G_{\max} = \frac{2}{\sqrt{3}} \tau_a \sqrt{\frac{L}{\tau}} \quad (4.5)$$

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

$$\tau_{\text{кр}} = \frac{12\gamma}{nb} \quad (4.6)$$

$$\gamma = \alpha VG \quad (4.7)$$

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

Довжина зародкової тріщини, визначена в критерію Стро,

$$C = n^2 V, \quad (4.8)$$

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. 4.5).

Ширина сходинок після деформації на поверхні кристалів дорівнює  $50 \dots 800 \text{ \AA}$ , а сходинок, які задовольняють прохід 100-200 дислокацій у залізі, -  $250 \dots 600 \text{ \AA}$ , тобто узгодженість добра. Нині є достатньо експериментальних даних, які підтверджують ці висновки.

Таким чином, скупчення дислокацій є причиною утворення тріщин.

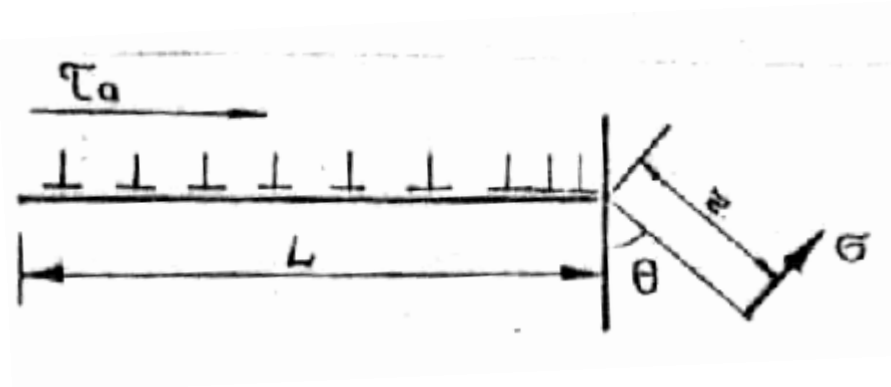


Рис. 4.5. Схема утворення тріщин за Стро

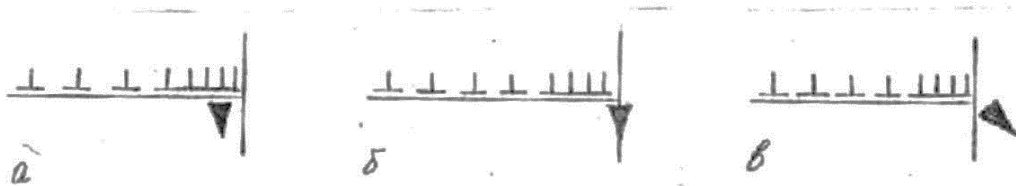


Рис. 4.6. Схема руйнування : а – біля стику; б – на стику; в – за стиком зерен

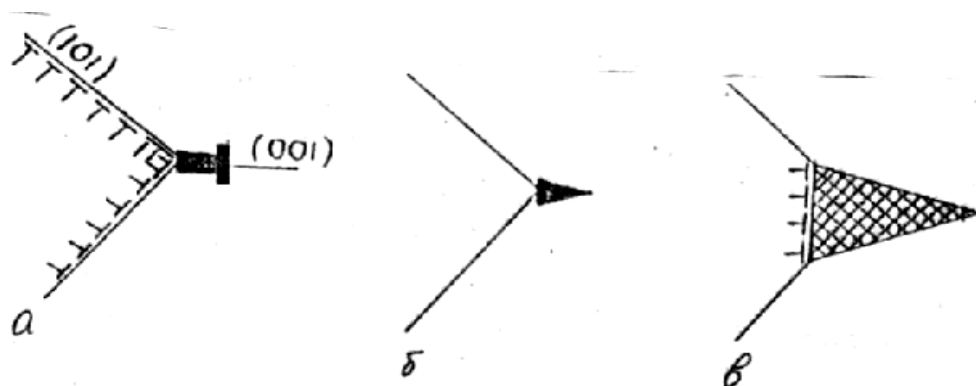


Рис. 4.7. Утворення тріщин за Котреллом

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. 4.6, а), на стику (рис. 4.6, б), поза стиком (рис. 4.6, 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, котра 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. 4.7) 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

$$\tau = \alpha n^{\beta} \tau_a, \quad (4.9)$$

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. 4.8). 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.

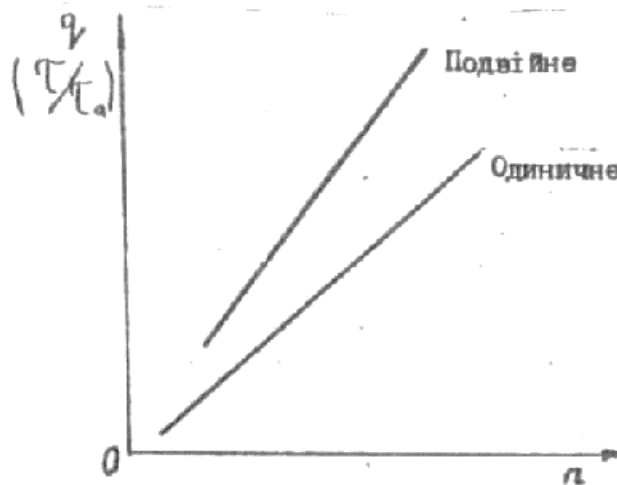


Рис. 4.8. Вплив фактору концентрації  $q$  для подвійного і одиничного скупчення

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

$$\sqrt{\tau} = n\tau_{a\partial b} \quad (4.10)$$

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:

$$E = nB\rho^2 v^2, \quad (4.11)$$

де  $B$ ,  $\rho^2$ ,  $v^2$  – імпульс одиничної дислокації за Коттреллом;  $B$  – 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. 4.9). Внаслідок перетину і взаємодії двійникуючих дислокацій і дислокацій випередження можуть виникати дислокації сколювання /001/, що призводять до утворення тріщин сколювання.

Відомо, що утворення тріщини відбувається на завершальних етапах пластичної деформації, поблизу або на стадії утворення шийки. Дослідження, проведені пізніше, свідчать про появу тріщини після деформації зі ступенем 5-70%.

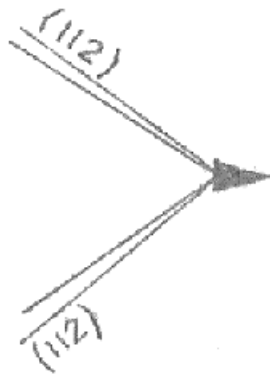


Рис. 4.9. До взаємодії  
співударних двійників вершинами

Встановлено, що тріщини можуть з'являтися і при менших деформаціях, особливо в крупнозернистих матеріалах, а також при наявності зуба текучості та двійникування. При двійникуванні виникнення тріщини можливо одночасно з появою першого двійника в місцях її перетину та співудару.

## ПРАКТИЧНА РОБОТА № 5

### Критерії працездатності виробів на основі пластичності та в'язкості металевих сплавів

#### *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 коалесціують, 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. 5.1).

#### 4. Створення композитів

Композити формуються тугоплавкими металами та вусами. Композитні метали характеризуються: модулем пружності та 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:

Таблиця 5.1

Характеристики тугоплавких металів

Метал	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Трекр, °С	Жаростій- кість, °С	Жаростійкість короткочасна, °С	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

$$\sigma_c = \sigma_f v_f + \sigma_m (1 - v_f), \quad (5.1)$$

$v_f$ —границя міцності волокон при розтягненні;  $v_f$ - їх об'ємна частка;  
 $\sigma_m$ - поточне напруження в матриці до моменту руйнування волокон.

5. Підвищення пластичності і в'язкості досягається очищенням від шкідливих домішок та спеціальними переплавами.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В. Механічна стабільність матеріалів: Навчальний посібник. Дніпро: НМетАУ, 2021. 111 с.
2. Погребна Н. Е., Котова Т. В., Ковзель М. А. Механічні випробування металів (частина I): Навчальний посібник. Дніпро: Український державний університет науки і технологій, 2023. 67 с.
3. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: навч. посібник / О.М. Долгов, Д.Л. Колосов: МОНУ, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка». – Дніпро: НТУ «Дніпровська політехніка», 2022. 70 с.
4. Рябічева Л.О. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: Навч. посібник / Л.О. Рябічева: МОНУ, Східноукраїнський національний університет ім. В. Даля. – Луганськ: [Видавництво СНУ ім. В. Даля], 2013, 355 с.
5. Основи механіки руйнування: навч. посіб. Для студ. Вищих навч. закладів, які навч. за напр. підготовки «Інженерне матеріалознавство» / В.С. Майборода [ та ін.], МОНУ НТТЦ «КПІ»: Київ НТТУ «КПІ», 2010. 124 с.
6. Пчелінцев В.О. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів. Нвч. посібник / В.О. Пчелінцев, А.І. Дегула. – Суми. СумДУ, 2012, 247 с. – ISBN978-966-657-449-0.
7. Бялік О.М., Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В., Черненко В.С. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія: Підручник. – К.: ВПК «Політехніка», 2006, 328 с.: іл. 129.
8. ДСТУ 3715-98. Метали. Види поверхонь руйнування (зломів). Терміни та визначення.

Навчально-методичне видання

**Погребна** Наталія Емілівна,  
**Котова** Тетяна Володимирівна

## **СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ**

Навчально-методичні рекомендації до практичних занять

Електронне видання

Зареєстровано НМВ УДУНТ (№ 74 від 08.10.2025)

В авторській редакції

Комп'ютерна верстка Н. Е. Погребна

Формат 60x84 1/16. Ум. друк. арк. 3,31. Обл.-вид. арк. 3,35.  
Зам. № 114.

Видавець: Український державний університет науки і технологій  
вул. Лазаряна, 2, ауд. 2216, м. Дніпро, 49010.  
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 7709 від 14.12.2022

Адреса видавця та дільниці оперативної поліграфії:  
вул. Лазаряна, 2, Дніпро, 49010