

О. Г. Попова, В. В. Остапчук

ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний аерокосмічний університет
«Харківський авіаційний інститут»

О. Г. Попова, В. В. Остапчук

ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Навчальний посібник для самостійної роботи

Харків «ХАІ» 2025

УДК 620.22:629.735.33.002.3(075.8)
П58

Рецензенти: д-р техн. наук, проф. В. В. Драгобецький,
д-р техн. наук, проф. А. В. Гнатов

Попова, О. Г.

П58 Функціональні властивості авіаційних матеріалів [Текст] : навч. посіб. для самост. роботи / О. Г. Попова, В. В. Остапчук. – Харків : Нац. аерокосм. ун-т «Харків. авіац. ін-т», 2025. – 152 с.

ISBN 978-966-662-962-6

Викладено теоретичний матеріал згідно з програмами курсів «Сучасні матеріали та модифікація їх властивостей», «Прикладні питання матеріалознавства», «Спеціальні розділи матеріалознавства», «Матеріалознавство». Запропоновано запитання для самоперевірки.

Для здобувачів освіти механічних факультетів.

Іл. 80. Табл. 13. Бібліогр.: 4 назви

УДК 620.22:629.735.33.002.3(075.8)

ISBN 978-966-662-962-6

© Попова О. Г., Остапчук В. В., 2025
© Національний аерокосмічний університет
«Харківський авіаційний інститут», 2025

ЗМІСТ

Вступ	5
1. Загальні відомості про будову матеріалів	8
1.1. Будова атома.....	8
1.2. Види хімічного зв'язку.....	8
1.3. Зонна теорія.....	12
1.4. Характеристика газоподібного, рідкого й твердого станів речовини з огляду на порядок розташування атомів. Далекий і ближній порядок розташування частинок.....	14
1.5. Будова кристалічних твердих тіл.....	14
1.6. Кристалізація.....	18
1.7. Особливості будови аморфних тіл.....	20
1.8. Дефекти кристалічної будови.....	21
1.9. Будова та властивості сплавів.....	28
2. Дифузія	31
2.1. Механізми дифузії.....	35
2.2. Дифузія по межах зерен і поверхнева дифузія.....	38
3. Деформація	40
3.1. Природа пружної деформації.....	40
3.2. Природа пластичної деформації.....	42
3.3. Пластична деформація монокристалів.....	43
3.4. Пластична деформація полікристалів.....	47
3.5. Внутрішнє тертя.....	49
3.6. Внутрішнє тертя при пружній деформації.....	49
3.7. Внутрішнє тертя при пластичній деформації.....	50
4. Руйнування	51
5. Фізична природа пружності	60
5.1. Пружність.....	60
5.2. Жорсткість матеріалу.....	61
5.3. Стисливість твердих тіл.....	64
6. Фізична природа міцності та пластичності	65
6.1. Міцність та пластичність.....	65
6.2. Зміцнення деформаційне.....	68
6.3. Зміцнення по межах зерен.....	69
6.4. Зміцнення дисперсійне.....	77
6.5. Зміцнення твердорозчинне.....	80
7. Повзучість та уповільнене руйнування	85
8. Утома	93
9. Визначення механічних властивостей	95
9.1. Механічні властивості, що визначаються під час статичних випробувань.....	95

9.2. Механічні властивості, що визначаються під час динамічних випробувань.....	102
9.3. Механічні властивості матеріалів під дією циклічних навантажень.....	102
10. Фізичні властивості	103
10.1. Теплове розширення.....	103
10.2. Сплави із заданим коефіцієнтом теплового розширення.....	105
10.3. Теплоємність.....	105
11. Експлуатаційні властивості	108
11.1. Жароміцність та її критерії.....	108
11.2. Жароміцні сталі.....	110
11.3. Жароміцні деформівні нікелеві сплави.....	111
11.4. Жароміцні ливарні нікелеві сплави.....	112
11.5. Жароміцні титанові сплави.....	112
11.6. Тугоплавкі метали та сплави.....	113
12. Зношення	117
12.1. Види зношення.....	117
12.2. Шляхи підвищення зносостійкості матеріалів.....	118
12.3. Зносостійкі сталі.....	119
12.4. Підшипникові сталі.....	120
12.5. Підшипникові сплави.....	121
13. Корозійна стійкість	125
13.1. Корозійностійкі сталі.....	128
13.2. Корозійностійкі покриття.....	130
13.3. Жаростійкі матеріали.....	131
13.4. Жаростійкість металів.....	132
14. Радіаційна стійкість	134
Тести для самоперевірки	138
Бібліографічний список	151

ВСТУП

Наука про властивості матеріалів зародилася одночасно з цивілізацією людства. Назви ранніх епох цивілізації пов'язані із застосовуваними на той час матеріалами – кам'яний вік, бронзовий вік тощо.

Прийняття сучасних найскладніших науково-технічних рішень може бути обумовлено у тому числі й високим темпом розроблення та впровадження нових матеріалів. Саме матеріали стали ключовою ланкою, що визначає успішність інженерних рішень у космічній техніці, електроніці, атомній техніці тощо. Досягнення в матеріалознавстві дали змогу перейти від використання відомих матеріалів до цілеспрямованого створення матеріалів із заданими властивостями. Однак таке швидке впровадження в техніку нових матеріалів і методів їх оброблення потребує від конструкторів та інженерів знання закономірностей, що визначають властивості й поведінку матеріалів в умовах експлуатації.

Як правильно підібрати матеріал для конкретної конструкції або приладу? По-перше, треба, щоб матеріал мав необхідний рівень фізичних властивостей, до яких належать електропровідність, теплопровідність, теплоємність тощо. По-друге, матеріал повинен мати необхідні функціональні властивості – міцність, ударну в'язкість, жароміцність, стабільність властивостей у часі тощо.

Крім того, матеріал має бути технологічним і доступним. Потім треба сформулювати вимоги до матеріалу за ступенем їх важливості, тобто вирішити, які властивості є найбільш важливими для конкретного приладу. Щоб вибір матеріалу не відбувався інтуїтивно, необхідно розуміти, як формуються ті чи інші властивості матеріалу, від чого вони залежать і як можна цілеспрямовано їх змінити.

Усі властивості матеріалів визначаються їх хімічним складом і будовою (структурою) (рис. В.1).

Матеріалознавство – наука про зв'язок між складом, будовою та властивостями матеріалів.

Вирішення найважливіших технічних проблем, пов'язаних з економією матеріалів, зменшенням маси, підвищенням точності, надійності та роботоздатності приладів, багато в чому залежить від розвитку матеріалознавства.

Безперервний процес створення нових матеріалів для сучасної техніки збагачує науку про матеріали, що стимулює появу нових технічних ідей.

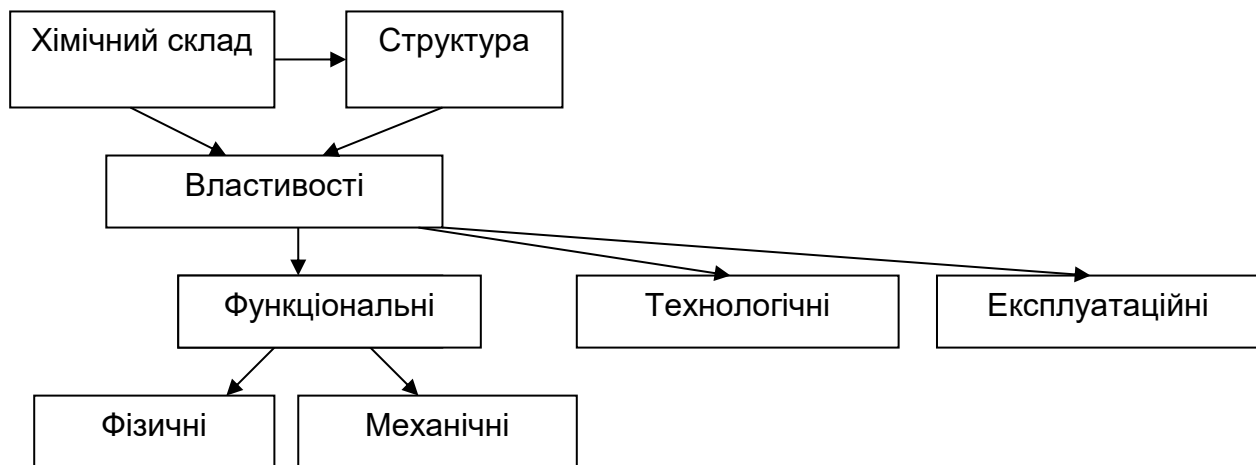


Рис. В.1. Зв'язок між складом, структурою та властивостями матеріалів

Загальні вимоги до матеріалів

Одне з важливих завдань, яке має вирішити конструктор або технолог, – вибір матеріалу для конкретної деталі. У цьому не може бути простого й однозначного рішення, тому що, вибираючи матеріал, необхідно забезпечити насамперед міцність, надійність, довговічність деталі, а також урахувати технологію виготовлення, умови роботи деталі (температуру, середовище, швидкість навантаження). Відправною точкою цього завдання є вибір конструктивних параметрів деталі (форми й розмірів) та умов роботи. Коли конструктивно оптимальне рішення прийнято, сила, що діє на деталь, є відомою, розміри деталі визначено, залежно від умов експлуатації вибирається відповідний матеріал і прийнятна технологія оброблення. Щоб визначитися з вимогами до матеріалу, необхідно:

- урахувати характер навантаження (статичний, динамічний, циклічний) і схему напружено-деформованого стану;
- визначити деформації, що виникають, та їх допустимі значення;
- розрахувати діючі навантаження й напруження, що можуть спричинити руйнування деталі;
- оцінити можливості та ступінь нагрівання деталі під час експлуатації;
- обґрунтувати допустиме зниження міцності;
- урахувати повзучість;
- оцінити зниження тривалої міцності;
- визначити необхідну в'язкість;
- оцінити допустимий поріг холодноламкості;
- урахувати можливість окрихчування металу в умовах експлуатації виробу;
- визначити необхідність забезпечення певного рівня опору втомному руйнуванню;
- оцінити наявність навантажень тертя й необхідність забезпечення певного рівня зносостійкості;

- визначити можливість і характер агресивних впливів робочого (зовнішнього) середовища та необхідність забезпечення корозійної стійкості;
- урахувати схильність матеріалу до старіння;
- оцінити можливість будь-яких фізичних впливів, визначити їх допустимий рівень.

Основні механічні властивості, зазначені у всіх довідниках конструктора, є вихідними даними під час попереднього вибору матеріалу для деталей і конструкцій. Однак їх недостатньо для оцінювання роботи відповідальних деталей в умовах експлуатації. Більш точною інтегральною характеристикою матеріалу є конструкційна міцність – комплекс механічних характеристик, що забезпечують надійну й тривалу роботу матеріалу в складнонапруженому стані.

Для матеріалів, що використовуються в авіаційній і ракетній техніці, важливою характеристикою є ефективність матеріалу за масою, що оцінюється питомими характеристиками: питомою міцністю й питомою твердістю. Крім стандартних механічних характеристик для оцінювання конструкційної міцності необхідним є визначення міцності при робочих температурах і в робочих середовищах.

Експлуатаційні вимоги також мають важливе значення. Середовище зазвичай негативно впливає на механічні властивості, знижуючи роботоздатність виробу (пошкодження поверхні внаслідок корозійного розтріскування, окиснення, змінення хімічного складу поверхневого шару через насичення небажаними елементами, наприклад воднем, що спричиняє окрихчування, змінення властивостей матеріалу під дією іонізуючого або радіаційного випромінювання). Щоб протистояти робочому середовищу, матеріал повинен мати не тільки певні механічні, а й певні фізико-хімічні властивості: корозійну стійкість, жаростійкість (окалиностійкість), радіаційну стійкість, вологостійкість, роботоздатність.

Для забезпечення роботоздатності деталі при високій температурі матеріал має бути жароміцним, жаростійким, при низькій температурі – холодностійким. Також треба враховувати технологічні й економічні вимоги до матеріалу. У більшості випадків, коли необхідно поєднати в одному матеріалі протилежні властивості, можна керуватися принципом досягнення нормованого рівня якості за умови забезпечення достатнього рівня інших властивостей. Кожний клас (група) матеріалів за цим принципом має своє функціональне призначення.

Після визначення конструктивних параметрів деталі (форми, розміру) та умов її роботи обґрунтований підхід до вибору матеріалу з використанням принципу суміщення необхідного з достатнім має здійснюватися з урахуванням особливостей взаємозв'язку складу, технології отримання й оброблення, структури та властивостей матеріалів.

1. ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ ПРО БУДОВУ МАТЕРІАЛІВ

Матеріал має певну внутрішню будову і складається з атомів, властивості яких визначаються структурою електронних оболонок та ядер. Кожен із рівнів внутрішньої будови (будова атома, атомно-кристалічна структура, наявність дефектів тощо) по-своєму впливає на властивості матеріалу.

Зміна структури відповідним чином відбивається на властивостях матеріалів (рис. 1.1). Отже, щоб отримати матеріал із заданими властивостями, необхідно отримати структуру, що забезпечує необхідні характеристики.

1.1. Будова атома

Атом – найменша частинка хімічного елемента, що зберігає його властивості.

Усі тіла складаються з атомів. Своєю чергою, атоми складаються з позитивно заряджених ядер, у яких сконцентована майже вся маса атома (близько 99,97 %), та електронів, що обертаються навколо них по певних орбітах. Ядро складається з протонів (позитивно заряджених частинок) і нейтронів (частинок, які не мають заряду).

Атомний номер дорівнює кількості протонів, а також кількості електронів, що обертаються навколо ядра, в електрично нейтральному атомі (рис. 1.2).

Атоми можуть віддавати або приєднувати електрони. У першому випадку атоми перетворюються на позитивний іон, а в другому – на негативний.

Енергію, що витрачається на відрив електрона, називають *енергією йонізації*, а енергію, що виділяється при приєднанні електрона, – *енергією спорідненості до електрона*.

Хімічні властивості атома визначаються переважно кількістю електронів на зовнішній оболонці. Поєднуючись хімічно, атоми утворюють молекули.

1.2. Види хімічного зв'язку

Усе різноманіття речовин забезпечується з'єднанням атомів у молекули.

Молекула – найменша частинка речовини, що має хімічні властивості цієї речовини.

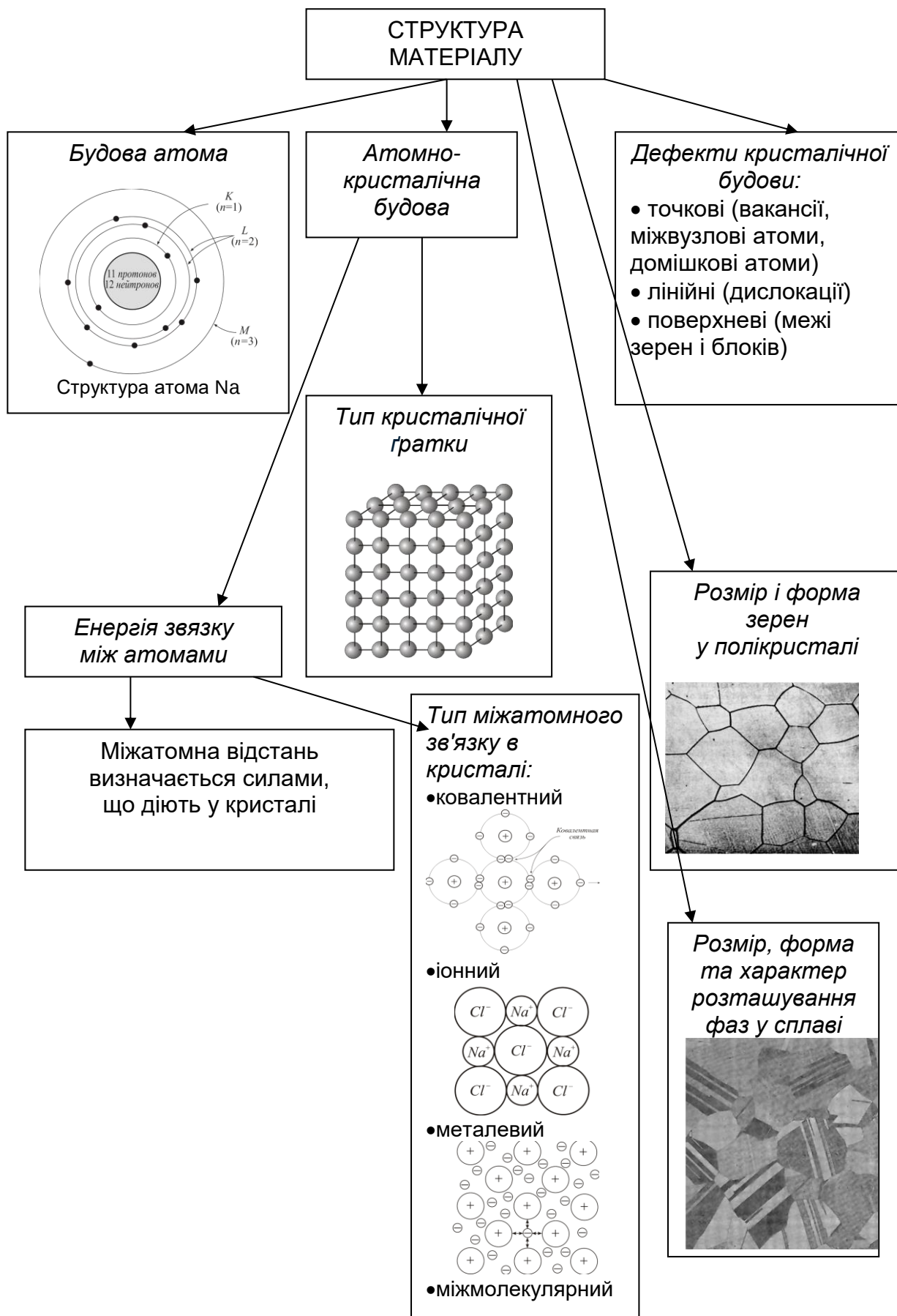


Рис. 1.1. Складові структури матеріалів

Кристали за характером хімічного зв'язку поділяють на ковалентні, іонні, металеві й молекулярні (див. рис. 1.2). Тип зв'язку, що виникає між елементарними частинками кристала, визначається електронною будовою атомів, що взаємодіють, тобто будовою зовнішньої валентної оболонки, оскільки електрони внутрішніх повністю заповнених оболонок беруть участь в утворенні хімічних зв'язків. Такі кристали значно різняться за міцністю зв'язку. Найміцніші – ковалентні та йонні кристали, енергія металевого зв'язку дещо нижча, найслабкішим є зв'язок Ван-дер-Ваальса.

Між атомами виникають одночасно сили притягання та відштовхування, що залежать від відстані між атомами. Для пари атомів існує відстань, на якій сили притягання та відштовхування зрівноважуються. Якщо відстань між атомами зменшити, то перевагатимуть сили відштовхування, якщо збільшити – притягання. Таким чином, існує деяка стійка (рівноважна) відстань між двома атомами, яка забезпечує найбільшу термодинамічну стабільність кристала.

Ковалентний (гомеополярний) зв'язок виникає внаслідок того, що пари електронів стають спільними для сусідніх атомів. Два спільні електрони повинні мати протилежно напрямлені спіни. Ковалентний зв'язок можна подати як обмінну взаємодію електронів, що належать різним атомам, тобто електрони належать частково обом атомам і не зв'язані з жодним з них.

Чим ближче атоми наближаються один до одного, тим сильніший їх взаємний зв'язок, причому потенціальна енергія системи наближається до мінімального значення, якого набуває при певній відстані між атомами. При подальшому зближенні атомів стає помітною їх відштовхувальна взаємодія. Ковалентні зв'язки – просторово напрямлені. Існує принципова відмінність у властивостях ковалентного зв'язку залежно від того, які два атоми зв'язуються – однакові чи різні. У першому випадку ковалентний зв'язок є неполярним, його електричний дипольний момент дорівнює нулю, у другому – електронна хмара зміщена до одного з ядер атомів, і ковалентний зв'язок є полярним з постійним електричним дипольним моментом. Ковалентні кристали (наприклад, алмаз) характеризуються високою температурою плавлення, високими міцністю та твердістю.

Іонний зв'язок (гетерополярний) – це хімічний зв'язок, основою якого є електростатична взаємодія між зарядженими йонами. Унаслідок кулонівського характеру сил іонний зв'язок має напрямлений характер. Кристали з переважно йонними зв'язками характеризуються високою температурою плавлення, високими міцністю і твердістю та низьким коефіцієнтом термічного розширення. Ці властивості свідчать про велику міцність міжатомного зв'язку. Іонні кристали є діелектриками. Проте характерною є властивість іонних кристалів – здатність проводити струм у розплавленому стані внаслідок переміщення йонів.

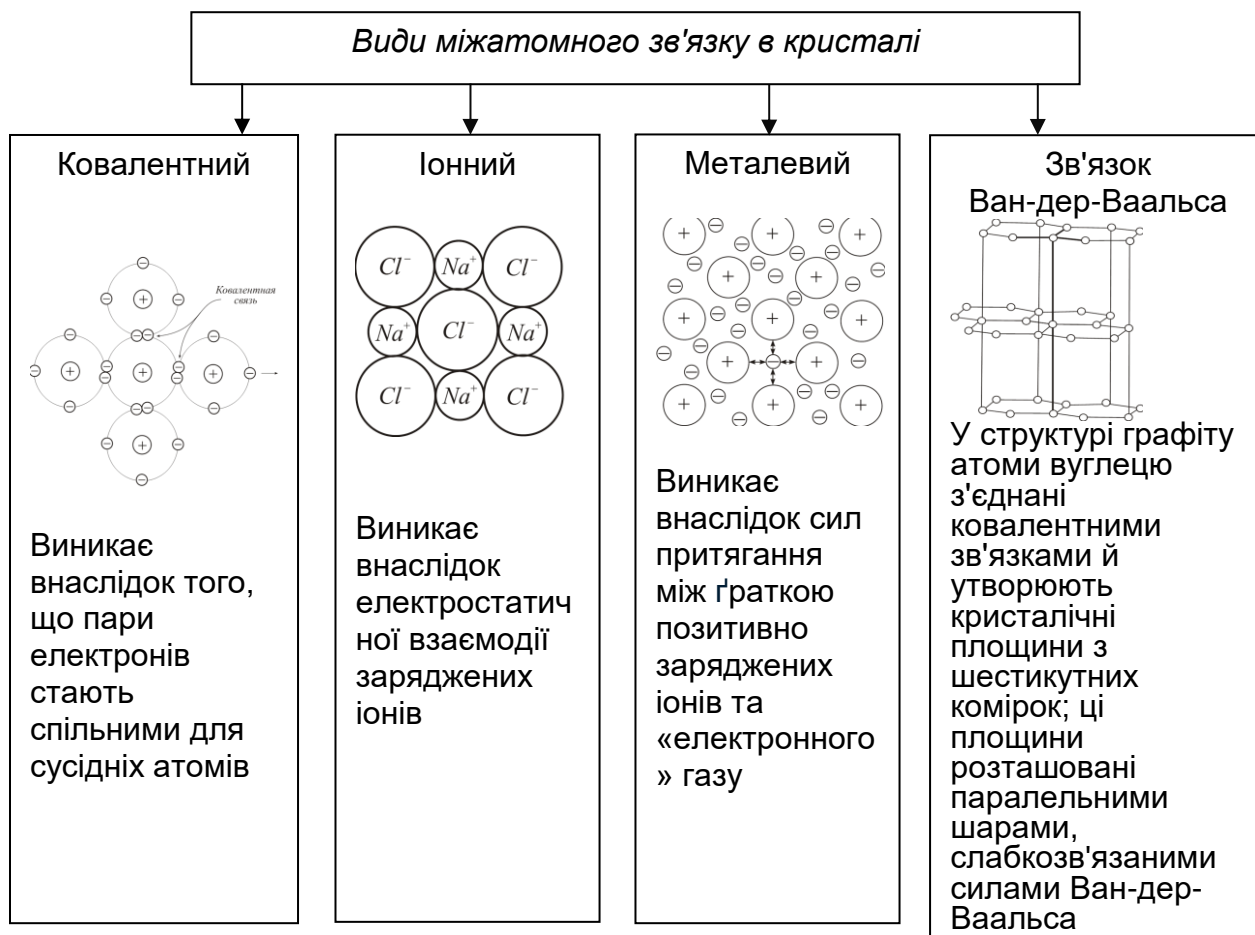


Рис. 1.2. Види міжатомного зв'язку

Металевий зв'язок виникає внаслідок дії сил притягання між ґратками з позитивно заряджених іонів та «електронним» газом. У металевому кристалі атоми легко віддають свої валентні електрони й перетворюються на позитивно заряджені йони. Вільні електрони не зв'язані з якимось певним атомом (делокалізовані), їх рухливість в іонній ґратці зумовлює високу тепло- та електропровідність. Металевий зв'язок не має напрямленості.

Сили Ван-дер-Ваальса – сили міжмолекулярної взаємодії. Міжмолекулярні сили на великих відстанях мають характер притягування, що швидко зменшується зі збільшенням відстані. У більшості кристалів ці сили є малими порівняно з іншими, зумовленими йонним або ковалентним зв'язком. Джерело сил Ван-дер-Ваальса – поляризаційний ефект, спричинений впливом поля електронів, що рухаються навколо ядра певного атома, та електронів, що рухаються навколо ядра сусіднього атома.

Розглянемо структуру графіту. Атоми вуглецю, між якими діє ковалентний зв'язок, утворюють кристалічні площини шестикутних комірок. Ці площини розташовані паралельними шарами, які легко зсуваються відносно один одного. Шари слабо зв'язані силами Ван-дер-Ваальса, чим пояснюється пластичність і м'якість графіту. Сили Ван-дер-Ваальса не мають напрямленого характеру, оскільки миттєвий диполь утворюється з

кожним із сусідніх атомів. Енергія зв'язку сил Ван-дер-Ваальса є невеликою, тому молекулярні кристали мають низькі температури плавлення й випаровування. Молекулярні кристали – діелектрики, оскільки кристал побудований з нейтральних атомів (молекул), енергетичні зони яких є повністю добудованими.

Порівняння різних типів зв'язків за величиною енергії зв'язку наведено в табл. 1.1.

Таблиця 1.1

Енергія різних видів хімічного зв'язку

Тип зв'язку	Енергія зв'язку, кДж/моль
Іонний	630...1550
Ковалентний	525...1260
Металевий	105...840
Молекулярний (Ван-дер-Ваальса)	Менше 40

1.3. Зонна теорія

В атомі кожен електрон може мати лише певні значення енергії та займати певний енергетичний рівень, тобто окремі атоми мають дискретний енергетичний спектр.

Частина цих рівнів заповнена при нормальному стані атома, на інших рівнях електрони можуть бути лише тоді, коли атом піддається енергетичному впливу. Енергетичну діаграму атома показано на рис. 1.3.

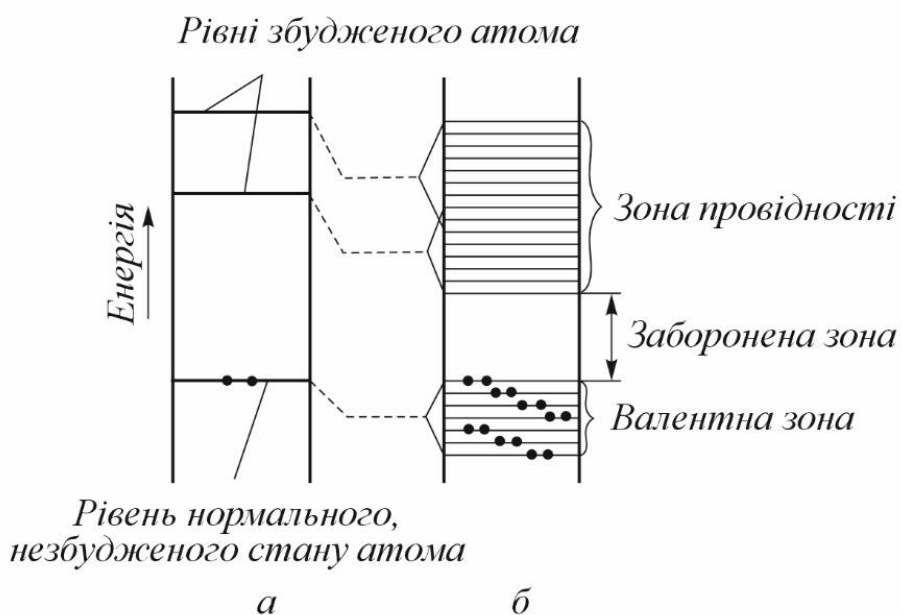


Рис. 1.3. Схема розташування енергетичних рівнів: а – окремого атома; б – неметалевого твердого тіла

Під час утворення кристалічної ґратки твердого тіла електронні рівні дещо зміщуються внаслідок взаємодії сусідніх атомів, електронні оболонки сусідніх атомів перекриваються. Дискретні енергетичні рівні атомів розщеплюються на енергетичні зони (рис. 1.3, б). Дозволені енергетичні зони розділені забороненими. Зони, у яких можуть бути електрони, називають *дозволеними*, а в яких не можуть бути – *забороненими*.

Подібно до енергетичних рівнів в ізолюваних атомах енергетичні зони можуть бути повністю заповненими, частково заповненими або вільними. Найвища із заповнених електронами зон називається *валентною*. Вона відповідає енергетичним рівням електронів зовнішньої оболонки в ізолюваних атомах. Найближча дозволена зона, у якій енергетичний рівень електронів вищий, ніж у валентній, називають *зоною провідності*. Електрони, що потрапили до цієї зони, стають вільними і можуть переміщатися в міжатомному просторі.

Взаємним розташуванням цих зон визначаються більшість процесів, що відбуваються в твердому тілі.

Характер енергетичного діапазону в металевих провідниках, напівпровідниках і діелектриках значно різниться (рис. 1.4). У металевих провідниках валентна зона заповнена повністю або перекривається із зоною провідності. У напівпровідниках і діелектриках зона провідності та валентна зона розділені забороненою зоною. Формально до напівпровідників належать речовини, заборонена зона яких є меншою від 3 еВ.

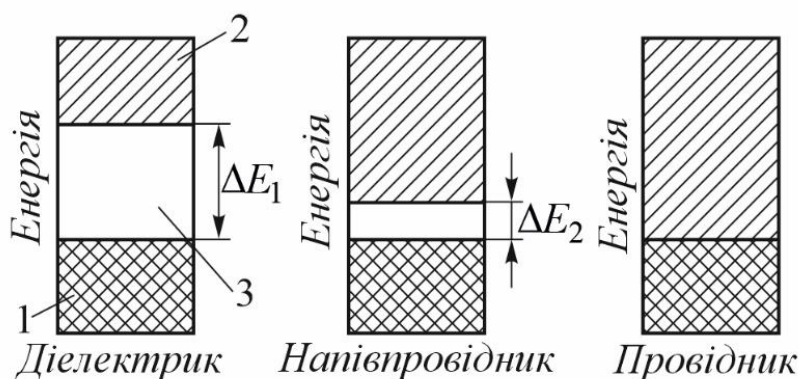


Рис. 1.4. Енергетичні діаграми діелектриків, напівпровідників і провідників:
1 – валентна зона; 2 – зона провідності; 3 – заборонена зона

Речовини з ширшою забороненою зоною належать до діелектриків. Ширина забороненої зони діелектриків може дорівнювати 10 еВ. Такий поділ є умовним.

Дефекти в кристалах (особливо домішкові атоми) спричиняють появу

локальних додаткових рівнів, які можуть розташовуватися в забороненій зоні енергій між зоною провідності й валентною зоною й сильно впливати на провідність напівпровідникових кристалів.

1.4. Характеристика газоподібного, рідкого й твердого станів речовини з огляду на порядок розташування атомів. Далекий і ближній порядок розташування частинок

Кожна речовина може перебувати в твердому, рідкому й газоподібному станах.

У *газах* немає закономірності розташування частинок (атомів, молекул), частинки хаотично рухаються, відштовхуючись одна від одної (рис. 1.5, а). Усі гази в звичайному стані є електрично нейтральними і являють собою хороші діелектрики. У разі зовнішніх впливів відбувається їх іонізація і вони втрачають свої діелектричні властивості.

Для *рідин*, на відміну від газів, характерною є деяка впорядкованість частинок (див. рис. 1.5). Частинки рідини (атоми, молекули) зберігають так званий ближній порядок, тобто в просторі закономірно розташована невелика кількість атомів.

Тверді тіла поділяють на кристалічні та аморфні.

В аморфних тілах, як і в рідинах, спостерігається ближній порядок розташування атомів (див. рис. 1.5, б, в).

Твердий кристалічний стан характеризується правильним, закономірним розташуванням частинок (атомів, молекул) у просторі.

У кристалічних тілах частинки займають певне місце у вузлах кристалічної ґратки (див. рис. 1.5, г).

У кристалах існує як ближній, так і далекий порядок розташування атомів, тобто впорядковане розташування частинок у вузлах кристалічної ґратки зберігається у всьому об'ємі кристала.

1.5. Будова кристалічних твердих тіл

Для опису атомно-кристалічної структури використовують поняття просторової або кристалічної ґратки.

Кристалічна ґратка є уявною просторовою сіткою, у вузлах якої розташовуються атоми (іони), що утворюють тверде кристалічне тіло. Для опису просторової кристалічної ґратки використовують поняття елементарної комірки.

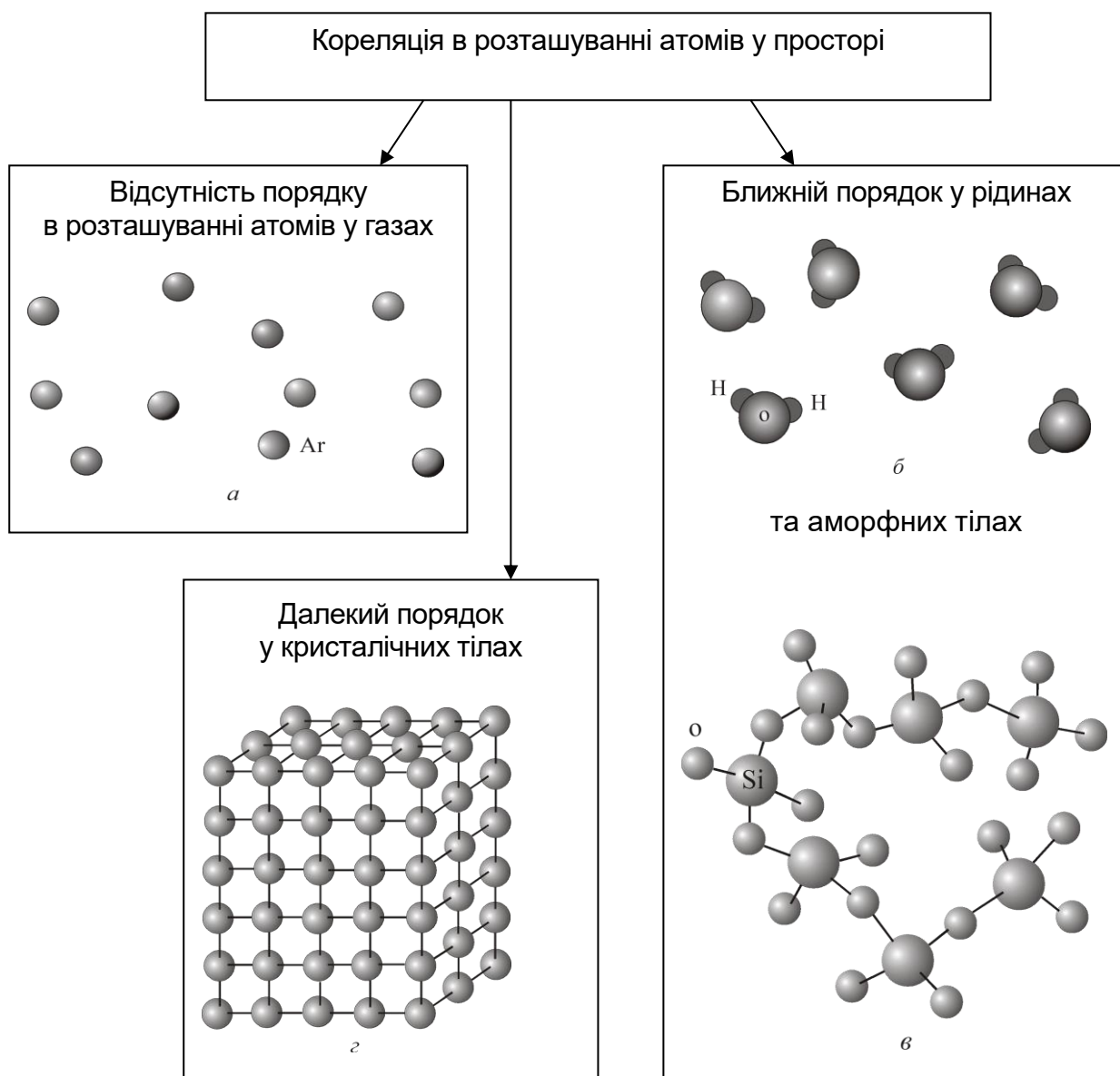


Рис. 1.5. Порядок розташування атомів у твердих, рідких і газоподібних речовинах

Елементарна комірка – найменший комплекс атомів, який при багаторазовому повторенні в просторі дає змогу відтворити просторову кристалічну ґратку. Елементарна комірка в загальному випадку має форму паралелепіпеда й характеризується шістьма параметрами – довжинами ребер a , b , c і кутами між ними α , β , γ (рис. 1.6).

Просторові ґратки поділяють на сім кристалографічних систем – сингоній: кубічна, гексагональна, тетрагональна, тригональна (ромбоедрична), ромбічна, моноклінна, триклінна (табл. 1.2).

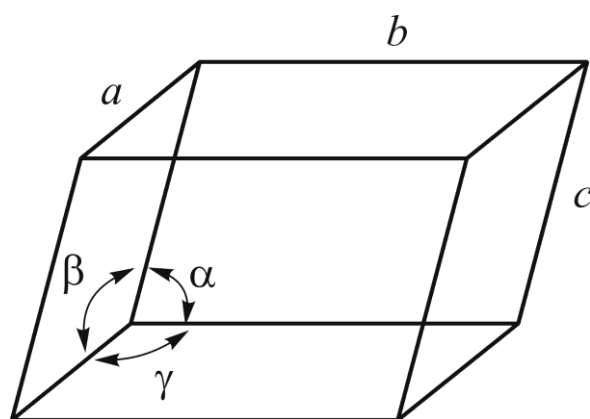


Рис. 1.6. Параметри елементарної комірки

Таблиця 1.2

Співвідношення параметрів елементарної комірки
для різних кристалографічних систем

Сингонія	Співвідношення ребер і кутів в елементарній комірці
Кубічна	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Гексагональна	$a = b \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
Тетрагональна	$a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Тригональна (ромбоєдрична)	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Ромбічна	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Моноклінна	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma \neq 90^\circ$
Триклінна	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

Існує 14 різних типів елементарних комірок, що характеризують усі типи трансляційної симетрії кристалічних ґраток.

Кристалічна ґратка, у якій на частку однієї елементарної комірки припадає один атом, називають простою. Ґратки, у яких на частку однієї елементарної комірки припадає кілька атомів, називають складними (наприклад, *кубічні об'ємцентричні*, *кубічні гранецентричні*, *гексагональні*) (рис. 1.7).

Щільність кристалічних ґраток характеризується координаційним числом. *Координаційне число* – кількість найближчих до певного атома або йона сусідніх атомів або йонів у кристалі, що знаходяться від нього на однаковій відстані (рис. 1.8).

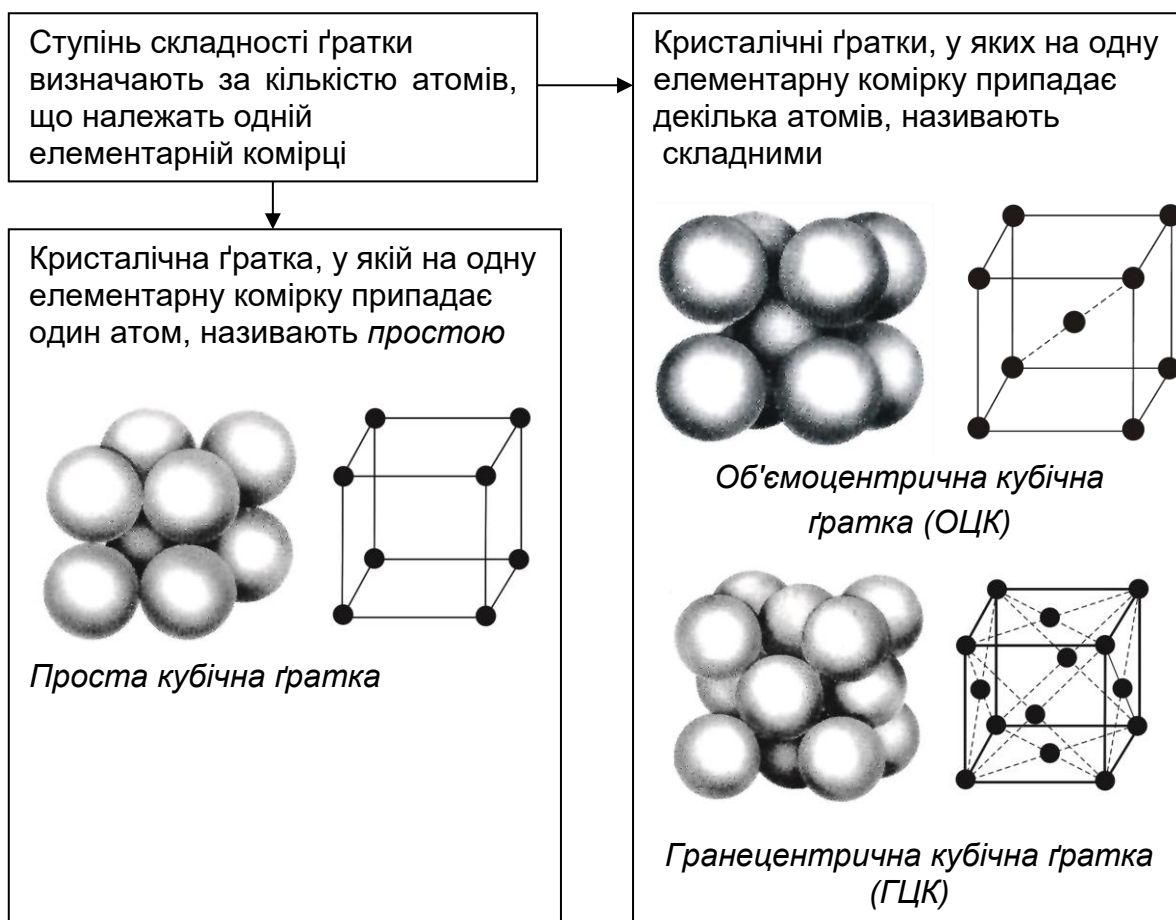


Рис. 1.7. Прості та складні кристалічні ґратки

Багато металів залежно від температури можуть існувати в різних кристалічних формах (або модифікаціях).

Існування однієї речовини в декількох кристалічних формах називають *поліморфізмом* або *алотропією*.

Різні кристалічні форми однієї речовини називають *поліморфними* або *алотропними* модифікаціями.

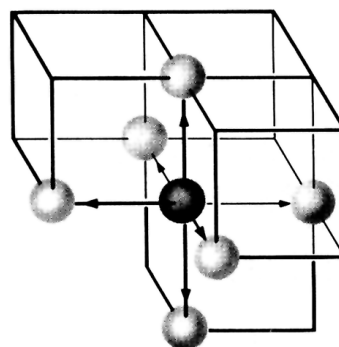
Поліморфну модифікацію, стійку при низькій температурі, прийнято позначати α , при вищій – β , γ тощо.

Явище поліморфізму ґрунтується на законі про стійкість стану з найменшим запасом енергії. Запас вільної енергії залежить від температури, тому в одному інтервалі температур стійкішою є модифікація α , а в іншому – β тощо.

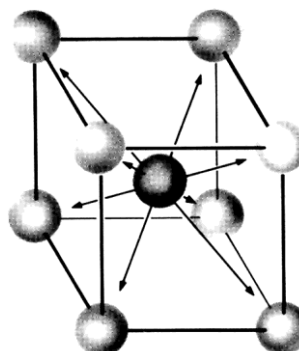
Температуру, при якій одна модифікація перетворюється на іншу, називають *температурою поліморфного перетворення*. Як загальну закономірність зазначимо, що високотемпературна модифікація зазвичай має простішу атомно-кристалічну будову.

Поліморфне перетворення супроводжується різким змінням усіх властивостей матеріалу.

Координаційне число для простої кубичної ґратки – 6



Координаційне число для ОЦК-ґратки – 8



Самостійно визначте координаційне число для ГЦК-ґратки

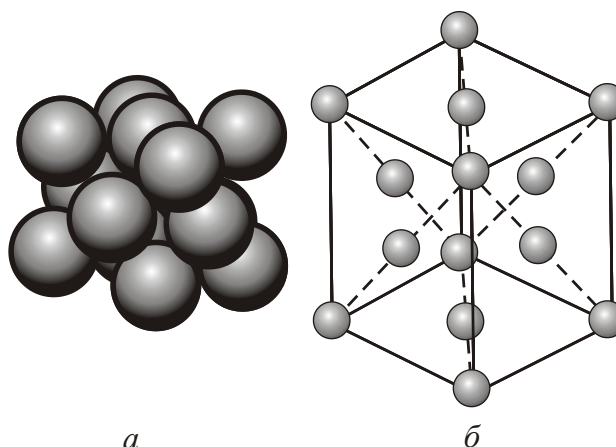


Рис. 1.8. Визначення координаційного числа для різних типів ґраток

1.6. Кристалізація

Кристали можуть утворитися з пари, розчинів, розплавів, речовини в іншому кристалічному або аморфному стані. Кристалізація починається при досягненні деякої граничної умови, наприклад, переохолодження рідини або пересичення пари, і відбувається в умовах, коли система переходить до термодинамічно більш стійкого стану з меншою вільною енергією, тобто коли вільна енергія кристала є меншою, ніж рідкої фази.

Для розвитку процесу кристалізації необхідним є деяке переохолодження металу. Змінення вільної енергії рідкого й твердого

станів залежно від температури показано на рис. 1.9.

Вище температури T_S – більш стійкий рідкий стан, який характеризується меншим запасом вільної енергії, а нижче цієї температури – твердий стан. Температура T_S відповідає рівноважній температурі кристалізації, при якій вільні енергії рідкого й твердого станів однакові, тому при цій температурі обидва стани можуть співіснувати одночасно нескінченно довго.

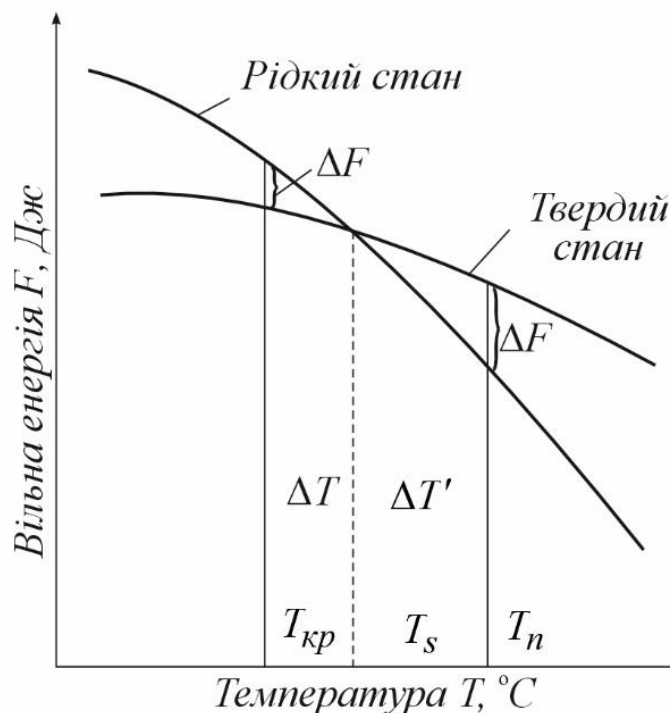


Рис. 1.9. Змінення вільної енергії рідкого й твердого станів залежно від температури

Процес кристалізації полягає в утворенні *кристалічних зародків – центрів кристалізації* – і подальшому їх росту. Кристали ростуть, приєднуючи атоми або молекули з рідини або пари. Кількість центрів кристалізації та швидкість їх росту залежать від ступеня переохолодження. Зі збільшенням ступеня переохолодження збільшується кількість центрів кристалізації та швидкість їх росту (рис. 1.10). Для ступеня переохолодження $\Delta T'$ швидкість утворення центрів кристалізації та їх росту є малими, тому процес кристалізації відбувається повільно й утворюються великі зерна.

Для ступеня переохолодження $\Delta T''$ значно збільшуються як швидкість зародження центрів кристалізації, так і швидкість росту кристалів, тому процес кристалізації відбувається значно швидше й утворюються дрібні зерна.

Якщо кристалічне тіло являє собою один кристал, то його називають *монокристалом*, якщо складається з великої кількості дрібних кристалів, то – *полікристалом* (рис. 1.11).

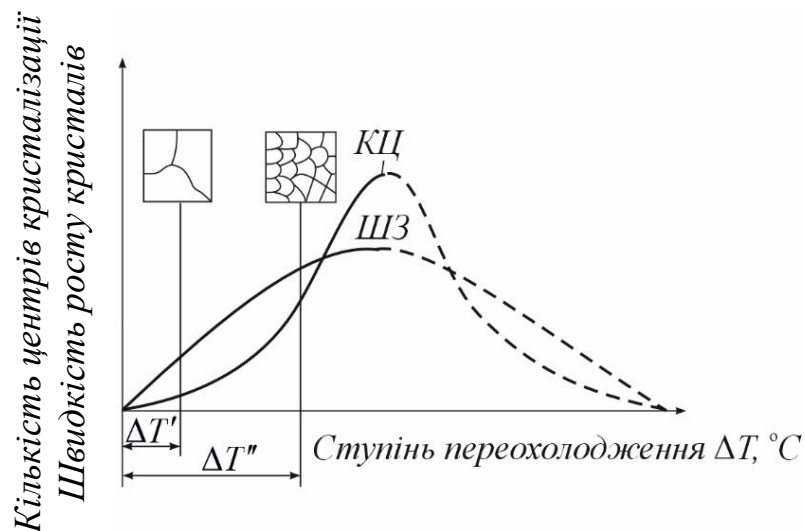


Рис. 1.10. Вплив ступеня переохолодження на кількість центрів кристалізації (КЦ) і швидкість росту кристалів (ШР)

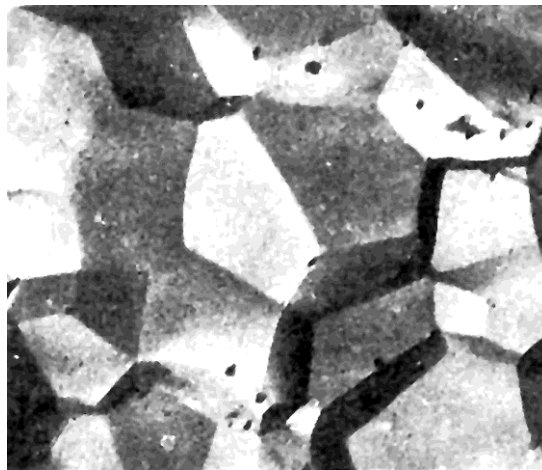


Рис. 1.11. Структура полікристалічного Al_2O_3 ($\times 5000$)

Розрізняють анізотропні й ізотропні кристалічні тіла.

Ізотропними називають кристалічні тіла, фізичні властивості яких є однаковими у всіх напрямках, *анізотропними* – кристалічні тіла, фізичні властивості яких у різних напрямках неоднакові.

Монокристали характеризуються анізотропією властивостей, а в полікристалічних тілах анізотропії здебільшого немає.

1.7. Особливості будови аморфних тіл

При надвисоких швидкостях охолодження матеріалу з рідкого стану ($>10^6$ $^\circ\text{C}/\text{с}$) дифузійні процеси настільки сповільнюються, що пригнічуються

утворення зародків і ріст кристалів. У цьому випадку при твердінні утворюється аморфна структура.

Аморфні тіла часто розглядають як переохолоджену рідину. Вони характеризуються наявністю ближнього порядку, але мають далекий. Аморфний стан менш стабільний, ніж кристалічний (рис. 1.12).

На відміну від кристалічного стану перехід із твердого аморфного стану в рідкий відбувається поступово. Аморфні тіла при нагріванні розм'якшуються у великому температурному інтервалі, стають в'язкими, а потім переходять у рідкий стан. При охолодженні процес відбувається в зворотному напрямку.

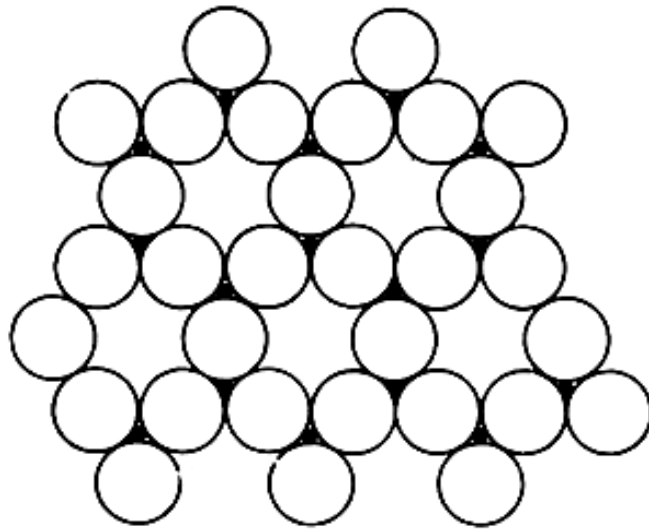


Рис. 1.12. Структура скла із ближнім порядком

Аморфний стан забезпечує матеріалам властивості, що значно відрізняються від властивостей відповідних матеріалів з кристалічною структурою. Аморфні тіла завжди ізотропні.

Питомий опір аморфних металевих матеріалів у два-три рази вищий, ніж аналогічних сплавів із кристалічною структурою. Аморфні металеві матеріали характеризуються високими міцністю, твердістю та зносостійкістю в поєднанні з хорошою пластичністю й корозійною стійкістю. Завдяки цьому аморфні сплави широко застосовуються в електротехніці й електронній промисловості.

1.8. Дефекти кристалічної будови

Будова реального кристала відрізняється від будови ідеального. Дефект кристалічної будови – це будь-яке відхилення від ідеально правильної будови кристала, коли кожен атом знаходиться у вузлі кристалічної ґратки (рис. 1.13).

Бездефектних ідеальних кристалів у природі не існує. Дефекти в кристалі виникають під час росту, при наявності домішок, унаслідок

зовнішніх впливів (термічна обробка, пластична деформація тощо), а також під час експлуатації.

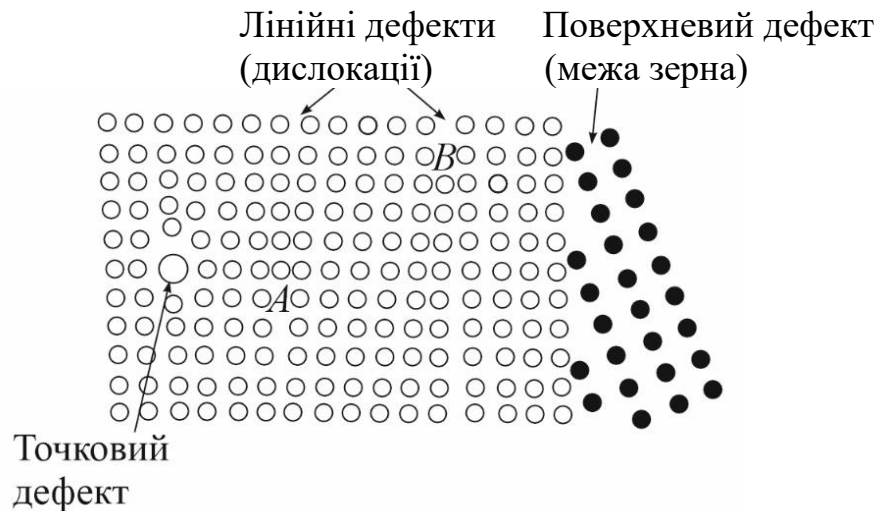


Рис. 1.13. Дефекти кристалічної будови

У кристалах виникає безліч дефектів, що істотно впливають на властивості матеріалів (рис. 1.14).

До *точкових дефектів* належать:

- вакансії, тобто вузли ґраток, у яких атомів немає;
- міжвузлові атоми, що утворюються внаслідок переходу атома з вузла ґратки до міжвузловини;
- атоми домішки.

Вакансії є у всіх кристалах. Під дією теплових флуктуацій у реальному кристалі постійно зароджуються та зникають вакансії. Якщо атом переходить із вузла в міжвузловину, то при цьому одночасно з міжвузловим атомом утворюється вакансія. Ці дефекти називають *дефектами за Френкелем*. Точкові дефекти спричиняють локальне спотворення кристалічної ґратки.

Крім точкових дефектів, що виникли внаслідок теплових флуктуацій, можуть виникнути точкові дефекти іншого походження.

Наприклад, надлишкові точкові недосконалості виникають при різкому охолодженні від високої температури (гартування), унаслідок пластичної деформації, бомбардування атомами або частинками високих енергій, унаслідок введення домішок.

Вакансії – найважливіший різновид точкових дефектів, вони прискорюють процеси дифузії. Точкові дефекти впливають на деякі фізичні властивості (електропровідність, магнітні та інші властивості).

До *лінійних дефектів* належать дислокації, ланцюжки вакансій та інших точкових недосконалостей. Найпростіші дислокації – крайова та гвинтова (рис. 1.15–1.20).

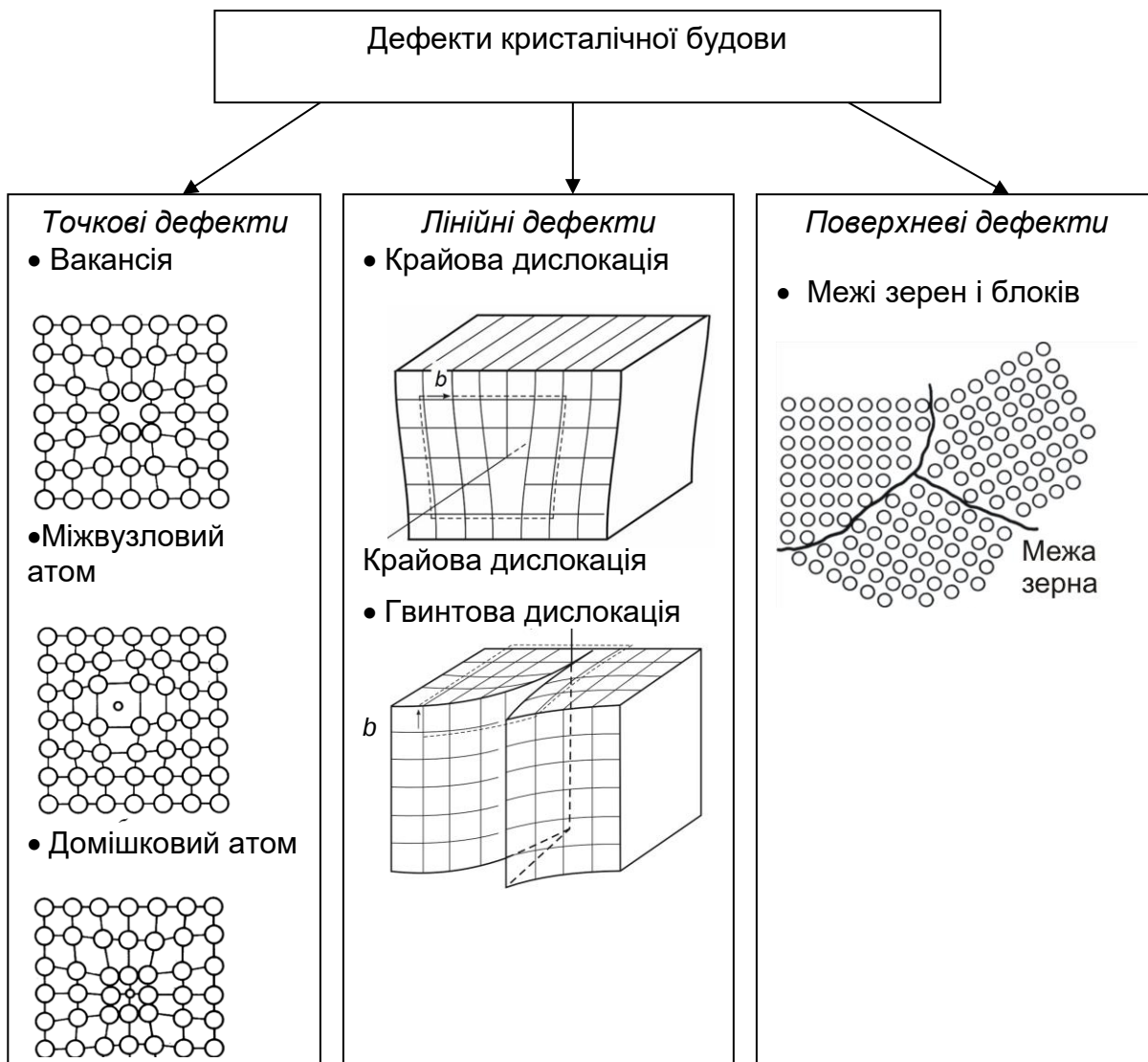


Рис. 1.14. Дефекти кристалічної будови

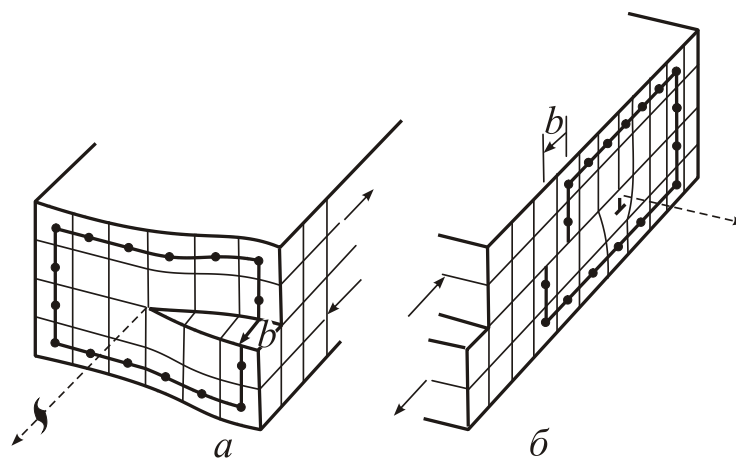


Рис. 1.15. Дислокації: а – гвинтова; б – крайова

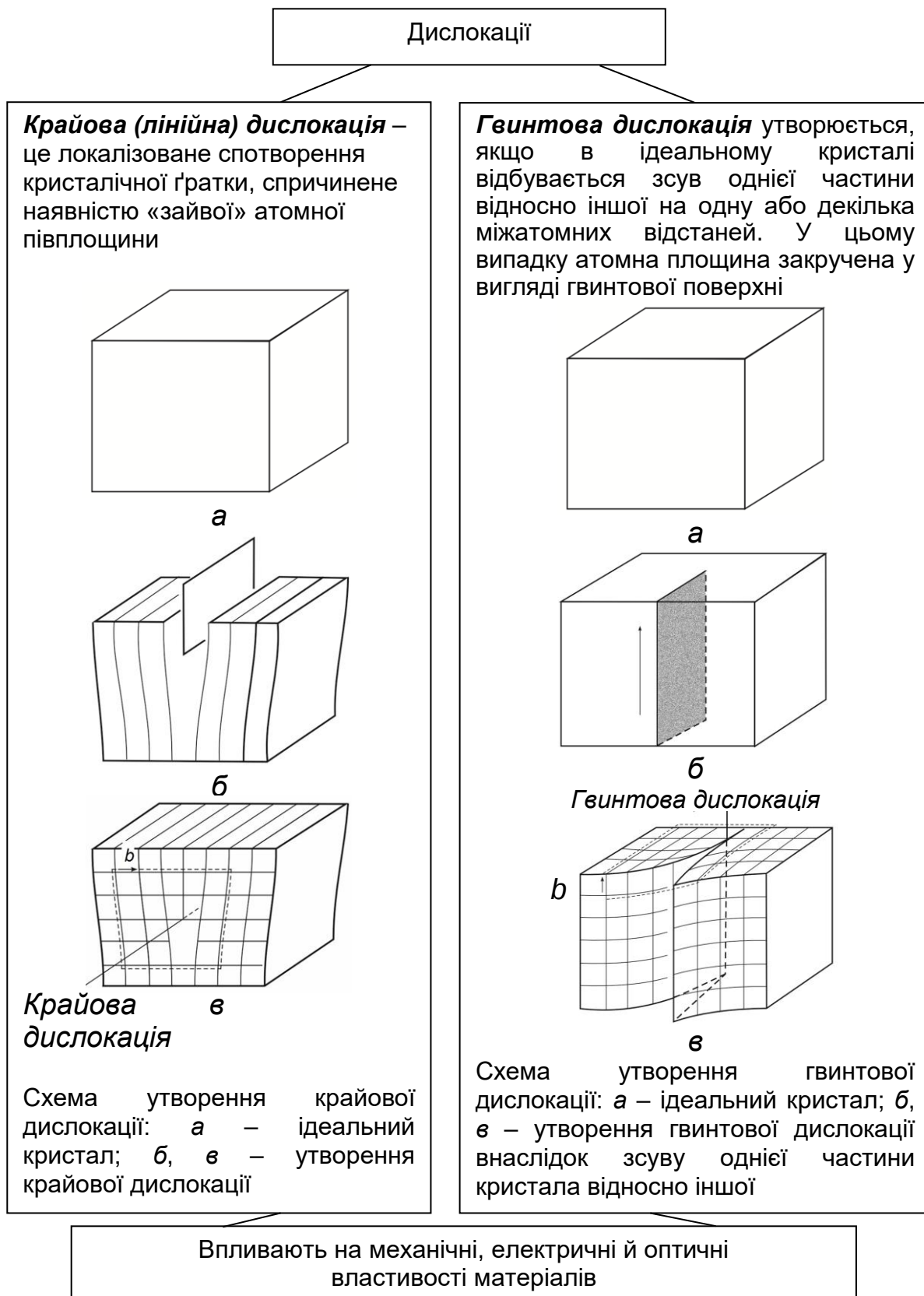


Рис. 1.16. Утворення крайової та гвинтової дислокації

Дислокації мають дуже важливе значення. Механічні властивості (міцність, пластичність) залежать від кількості дислокацій та від їх

здатності до переміщення. Будь-які спотворення кристалічної ґратки ускладнюють переміщення дислокацій і підвищують опір матеріалу деформації. Дислокації впливають також на електричні й оптичні властивості матеріалів.

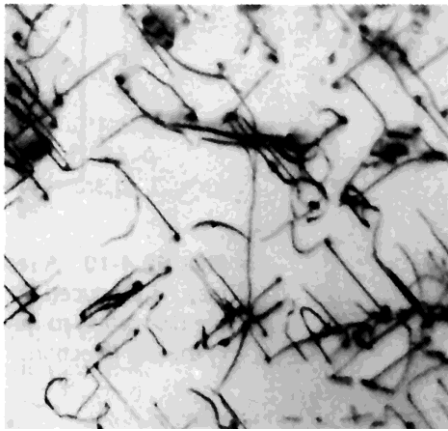


Рис. 1.17. Дислокації в Ti_3Al

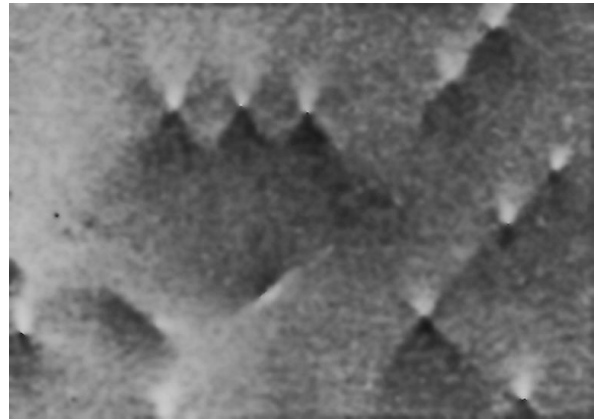


Рис. 1.18. Вихід крайової дислокації на поверхню



Рис. 1.19. Спіралі росту на карбіді кремнію ($\times 60$)

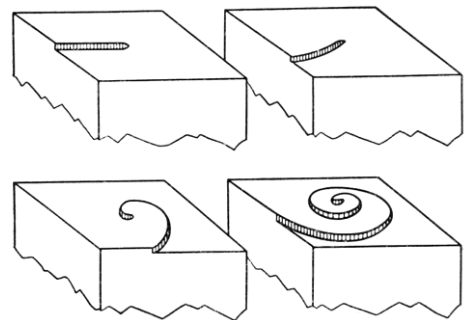


Рис. 1.20. Спіральне закручування сходинок на поверхні кристала, що росте, обумовлене приєднанням атомів до краю сходинок, що виникає в місці перетину гвинтової дислокації з поверхнею кристала

До *поверхневих дефектів* належать межі зерен й блоків. Зерна зазвичай розорієнтовані одне відносно одного на величину, що становить від кількох часток градуса до декількох градусів. Залежно від кута розорієнтації ґратки межі поділяються на *малокутові* – з розорієнтацією менше 3° , *середньокутові* – з розорієнтацією від 3° до 15° , *висококутові* – з розорієнтацією більше 15° .

Блоки, або субзерна, повернені один відносно одного на кут до часток градуса. Межі блоків і малокутові межі утворюються дислокаціями. Межі між окремими зернами – перехідна область завширшки 5–10 міжатомних відстаней, у якій ґратка одного кристала з певною кристалографічною орієнтацією перетворюється на ґратку іншого кристала, що має іншу кристалографічну орієнтацію (рис. 1.21–1.23).

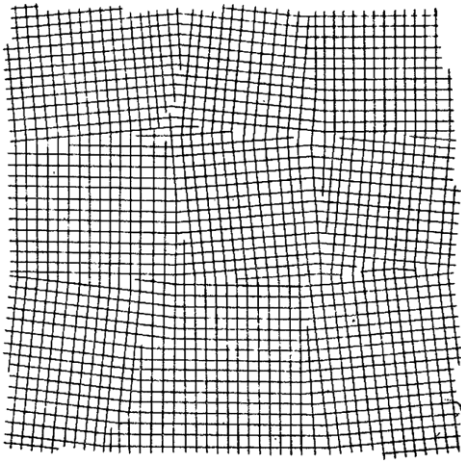


Рис. 1.21. Перехід від однієї орієнтації ґратки до іншої в сусідніх кристалах

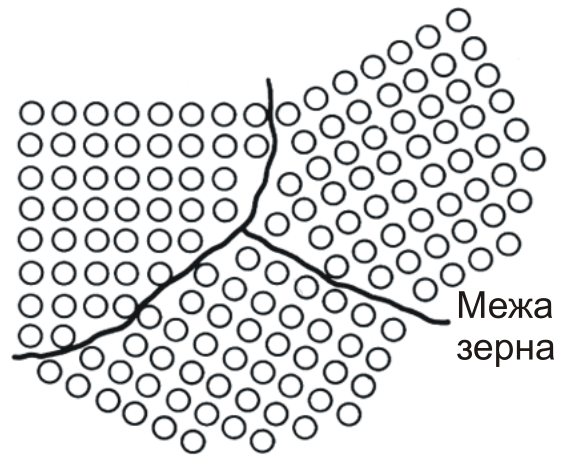


Рис. 1.22. Межі зерен

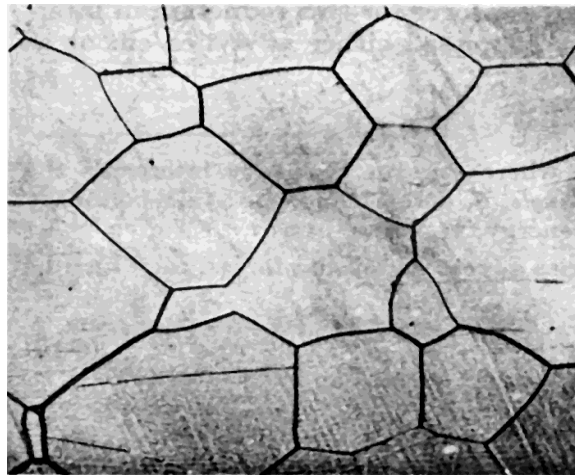


Рис. 1.23. Зерна в полікристалі

Межі зерен сильно впливають на механічні й фізичні властивості матеріалів. Чим дрібніше зерна, тим вище електроопір, границя плинності, в'язкість і менше небезпека крихкого руйнування. Аналогічно, але слабкіше впливає на механічні властивості розмір субзерен.

Досить часто межі стають «слабким місцем», тому що при навантаженні деталь руйнується якраз по межі зерна (*інтеркристалітне руйнування*), де часто розвиваються корозійні процеси (*міжкристалітна корозія*).

Рух меж зерен

Малокутові межі – рухливі. Якщо малокутові межі утворені дислокаціями, що лежать у непаралельних площинах, то для переміщення

меж має здійснюватися неконсервативне переміщення дислокацій (переповзання), для чого потребується велика енергія.

Середньо- та висококутові межі можуть переміщуватися лише завдяки переповзанню дислокацій, тому можна казати, що малокутові межі є легкорухливими, а середньо- та висококутові є більш стабільними. Природно, що чим вище температура, тим швидше переповзання дислокацій і переміщення меж.

Оскільки виникнення поверхні межі пов'язане з витратою додаткової енергії, існує природна тенденція до зменшення цієї поверхні. Якщо температура є достатньою, щоб атоми мали значну рухливість, то середній розмір зерна збільшується з часом. Рушійною силою збільшення зерна є зменшення вільної енергії при переході атома через межу поділу з опуклої сторони на увігнуту. Унаслідок такого переходу атом набуває більшої кількості сусідніх атомів на рівноважних міжатомних відстанях (рис. 1.24, а), а межа рухається в напрямку до свого центра кривизни (рис. 1.24, б). Великі зерна збільшуються за рахунок менших і загальна площа меж в одиниці об'єму зменшується.

На рух меж впливають розмір зерна, температура та присутність нерозчинних домішок.

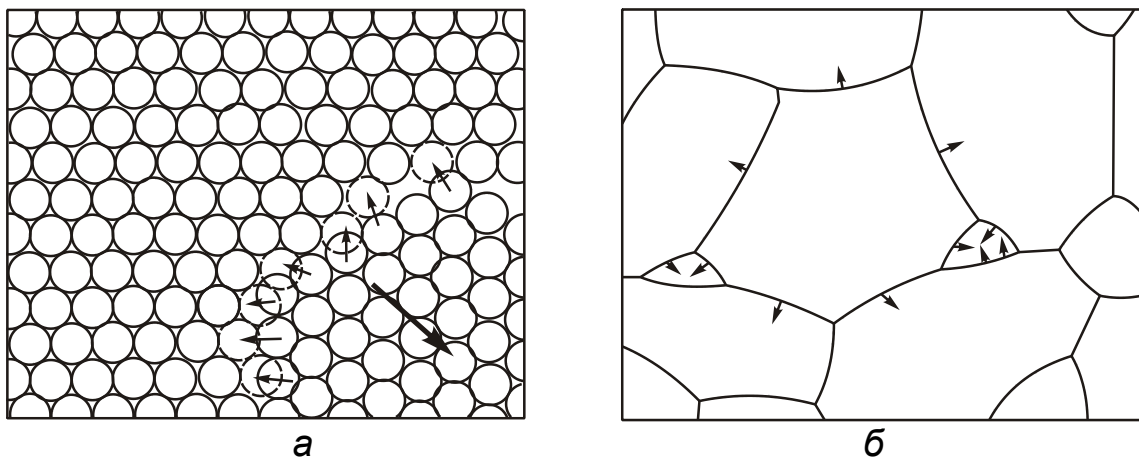


Рис. 1.24. Рух меж зерен

Відповідно до залежності Бека

$$dD / dt = k / D^m ,$$

де D – діаметр зерна; t – час; k та m – константи. За експериментальними даними, значення m наближається до одиниці. Значення k є експоненційною функцією температури й відображає енергію активації, потрібну для переходів атомів через межу поділу (див. рис. 1.24, а).

Якщо на шляху межі трапляються дисперсні частинки, то загальна площа межі збільшується, а радіус кривизни на окремих ділянках змінюється (рис. 1.25), тому рух меж зерен гальмується.

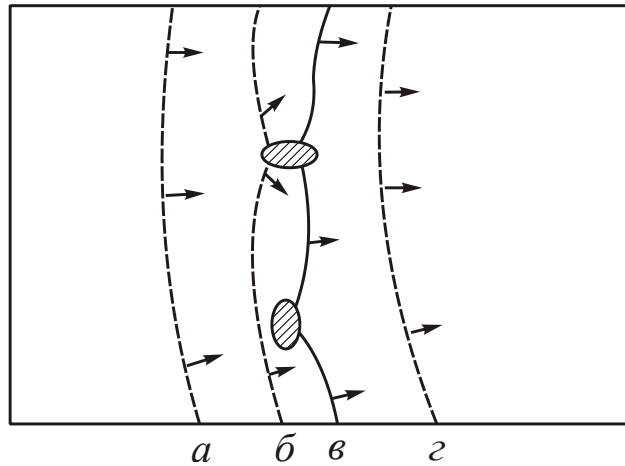


Рис. 1.25. Гальмування руху меж зерен

Крім перелічених дефектів кристалічної будови в матеріалах завжди є різного роду порожнини, включення, мікро- і субмікроскопічні тріщини тощо, причому поєднання дефектів постійно змінюється в просторі та часі. Вакансії та дислокації переміщуються, зникають і виникають знову. Унаслідок дифузійних процесів у ґратках переміщуються атоми розчинених домішок. Змінюється положення меж блоків. При підвищенні температури стає помітним збільшення розмірів зерен, отже, змінюється стан меж зерен.

1.9. Будова та властивості сплавів

Переважаюча більшість хімічних елементів використовується в техніці не в чистому вигляді, а в поєднанні з іншими елементами, тобто як сплави.

Властивості матеріалів, отриманих при взаємодії двох або більше елементів, залежать від кількох змінних величин – температури, тиску та концентрації вихідних компонентів. Для характеристики будови сплаву використовують поняття фази. *Фаза* – однорідна частина системи, відокремлена від інших частин системи (фаз) поверхнею поділу, під час переходу якої різко змінюються властивості.

Будова металу залежить від того, як взаємодіють елементи, що входять до складу сплаву.

Якщо елементи, що утворюють сплав, не взаємодіють, то утворюється *механічна суміш*.

При хімічній взаємодії елементів, з яких складається сплав, утворюється *хімічна сполука*. При утворенні хімічної сполуки утворюється кристалічна ґратка, що відрізняється від ґраток елементів, що входять до складу сполуки.

Якщо елементи, що входять до складу сплаву, здатні розчинятися один в одному в твердому стані, то внаслідок взаємодії утворюються *тверді розчини*. У твердих розчинах один із компонентів сплаву зберігає

свою кристалічну ґратку, а атоми інших компонентів розташовуються в ґратці першого компонента (розчинника), змінюючи її параметри. Існує три основних типи твердих розчинів: заміщення, проникнення та віднімання. У *твердому розчині заміщення* атоми розчинених компонентів заміняють атоми розчинника (рис. 1.26).

При утворенні *твердого розчину проникнення* (рис. 1.27) атоми розчиненого компонента розташовуються в міжвузловинах кристалічної ґратки розчинника, яким може бути як елемент, так і хімічна сполука.

Твердий розчин віднімання утворюється тільки на основі хімічних сполук. При розчиненні компонента A в сполуці $A_m B_n$ деякі вузли ґратки, що належать компоненту, стають вакантними.

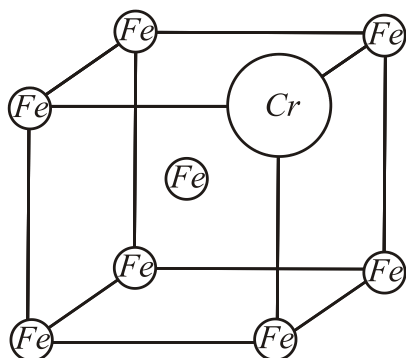


Рис. 1.26. Твердий розчин заміщення

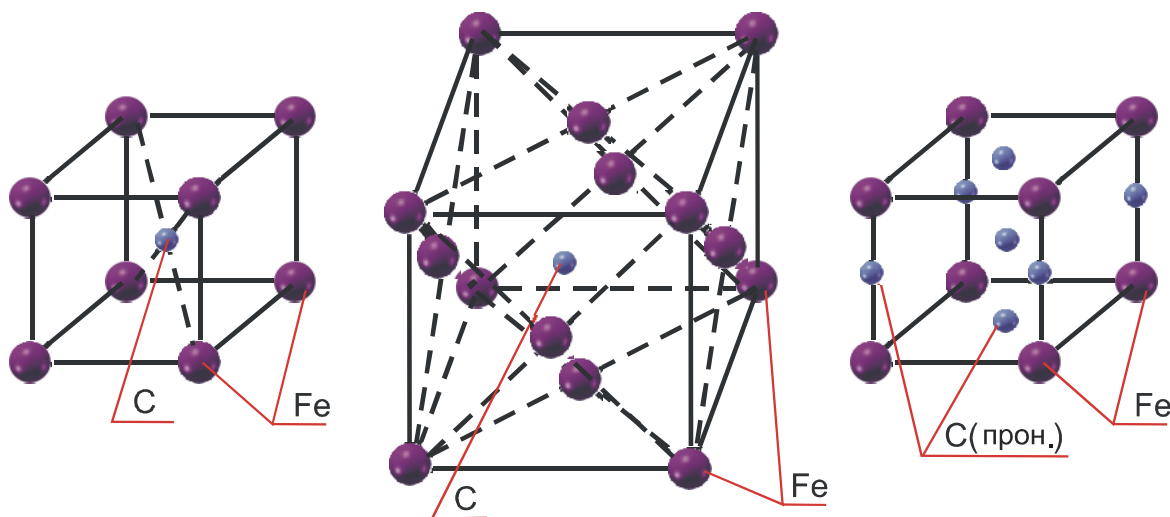


Рис. 1.27. Твердий розчин проникнення [4]

Тверді розчини заміщення з необмеженою розчинністю можуть утворитися при дотриманні таких умов (*правило Хьюма – Ротері*):

- 1) компоненти повинні мати однакові за типом кристалічні ґратки;

2) відмінність в атомних розмірах компонентів має бути незначною (менше 15 %);

3) компоненти повинні мати близьку будову валентних оболонок електронів в атомах.

Тверді розчини проникнення утворюються, якщо діаметр атома домішки є набагато меншим за діаметр атома розчинника.

Зі збільшенням концентрації розчиненого компонента всі фізичні властивості твердих розчинів змінюються. Опір пластичної деформації зазвичай збільшується через труднощі в переміщенні дислокацій, насамперед пов'язаних із утворенням атмосфер домішкових атомів. Електро- і теплопровідність металевих твердих розчинів зменшуються завдяки збільшенню розсіювання електронних хвиль на спотворення кристалічної ґратки. У разі необмеженої взаємної розчинності елементів при зміні концентрації компонентів опір пластичної деформації та електроопір набувають максимальних значень.

Отже, основними елементарними частинками, з яких складаються речовини, є протони, нейтрони та електрони. З протонів і нейтронів складаються атомні ядра. Електрони заповнюють оболонки атома, компенсуючи позитивний заряд ядра.

Електронною будовою атомів, що взаємодіють, визначається тип зв'язку, що виникає між елементарними частинками.

Енергія міжатомної взаємодії безпосередньо визначає характеристики пружних властивостей (E , G), а також теоретичну міцність. Найчастіше зі збільшенням енергії зв'язку збільшуються температура плавлення, модуль пружності, а коефіцієнт лінійного розширення зменшується.

Тверді тіла можуть бути кристалічними або аморфними. У кристалічних тілах атоми розташовуються закономірно, утворюючи кристалічну ґратку, тобто кристалічний стан характеризується далеким порядком розташування атомів. Для аморфних матеріалів характерним є ближній порядок розташування атомів, тобто в просторі закономірно розташована лише невелика кількість атомів. Властивості аморфних і кристалічних матеріалів значно різняться, наприклад, питомий електричний опір аморфних матеріалів у 2-3 рази вище, ніж аналогічних кристалічних.

У реальних кристалічних тілах завжди є істотні порушення закономірності розташування атомів у ґратці. Дефекти кристалічної будови значно впливають на властивості матеріалів. Так, технічна міцність зазвичай на 2-3 порядки є меншою від теоретичної і визначається не тільки силами міжатомної взаємодії, а й структурою матеріалу, зокрема кількістю та рухливістю дислокацій. Гальмування дислокацій приводить до

підвищення рівня характеристик міцності. Рухливість дислокацій може обмежуватися, наприклад, атмосферами домішкових атомів, іншими дислокаціями, межами зерен (субзерен), дисперсними частинками. Наявність дислокацій впливає також на електричні й оптичні властивості кристала. Межі зерен і субзерен є ефективним бар'єром під час руху дислокацій. Стан меж зерен кристалічних тіл часто чинить вирішальний вплив на властивості матеріалу та його поведінку в експлуатації. Реальний кристал поблизу межі зерна може бути зміцненим або ослабленим залежно від того, що більше – зміцнення внаслідок спотворення кристалічної ґратки чи ослаблення через наявність мікропорожнин домішок на межі зерна.

Переважає більшість металевих матеріалів, що застосовуються в техніці, – сплави. Будова та властивості сплавів залежать від того, якою є взаємодія компонентів сплаву, а саме: утворюють вони хімічну сполуку, твердий розчин чи механічну суміш.

2. ДИФУЗІЯ

У попередньому розділі було розглянуто питання, пов'язані з утворенням вакансій, міжвузлових атомів. На прикладі цих явищ бачимо, що атоми є помітно рухливими. Атоми здатні переміщатися по ґратках і тим інтенсивніше, чим вища температура. Процеси переміщення атомів є основою дифузії, на них базуються процеси термічного та хіміко-термічного оброблення, спікання, корозії та багатьох інших процесів у твердій фазі.

Дифузія (від лат. *diffusio* – поширення, розтікання) – рух частинок середовища, що приводить до перенесення речовини й вирівнювання концентрацій або встановлення рівноважного розподілу концентрацій частинок певного сорту в середовищі (рис. 2.1). Якщо переміщення атомів не пов'язані зі зміненням концентрації в окремих об'ємах, то такий процес називають *самодифузією*.

Основні закони дифузії було встановлено А. Фіком 1855 року. На той час було вивчено дифузію тільки в газоподібному й рідкому середовищах, проте, як показали подальші дослідження, закони Фіка справджуються і для твердих тіл.

Перший закон Фіка встановлює пропорційність дифузійного потоку j частинок градієнту їх концентрацій C : $j = -D \text{ grad} C$, де D – коефіцієнт дифузії. Знак «мінус» указує на те, що дифузія проходить у напрямку від об'ємів із більшою концентрацією до об'ємів із меншою концентрацією.

Коефіцієнт дифузії – це кількість речовини, що дифундує через одиницю площі в одиницю часу при градієнті концентрації, що дорівнює одиниці (рис. 2.2).

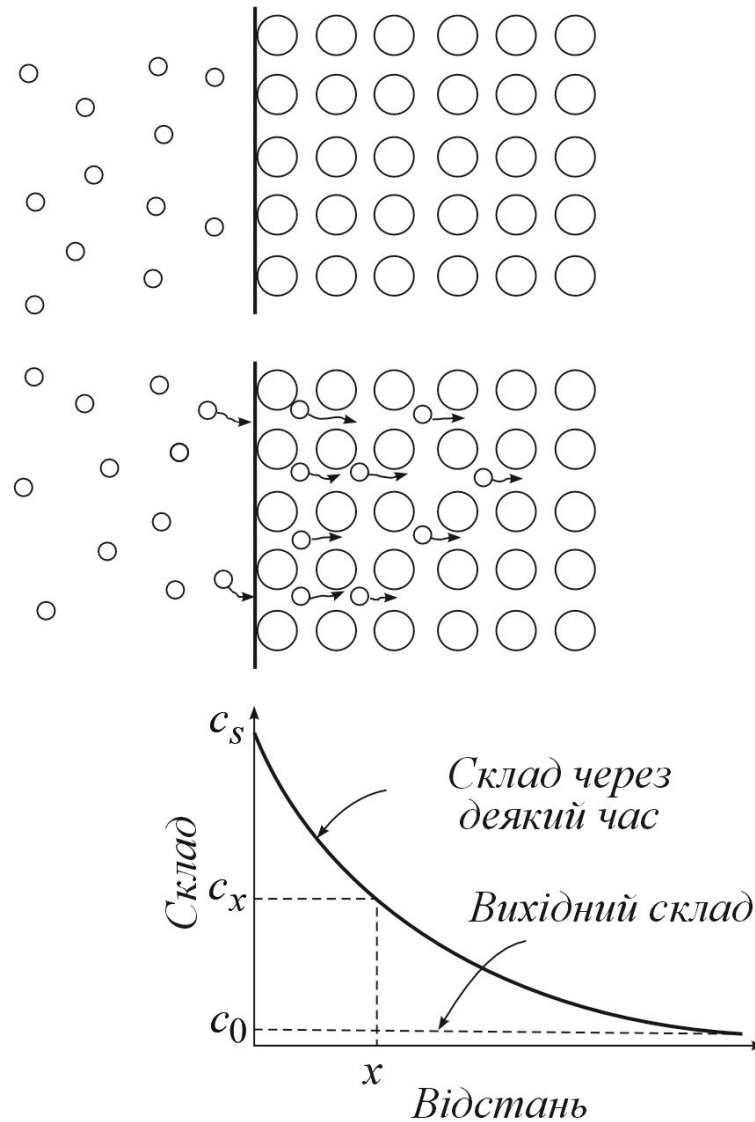


Рис. 2.1. Дифузія атомів міді в нікелі

Якщо градієнт концентрації змінюється в часі, то процес дифузії описується *другим законом Фіка*

$$dC / dt = \text{div}(D \text{ grad } C) . \quad (2.1)$$

У разі тривимірної дифузії

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D \frac{\partial c}{\partial z} \right) . \quad (2.2)$$

У багатьох випадках для здійснення елементарного переходу частинці необхідно подолати енергетичний бар'єр Q (енергія активації). Енергія активації дифузії характеризує енергію зв'язку атомів у кристалічній ґратці.

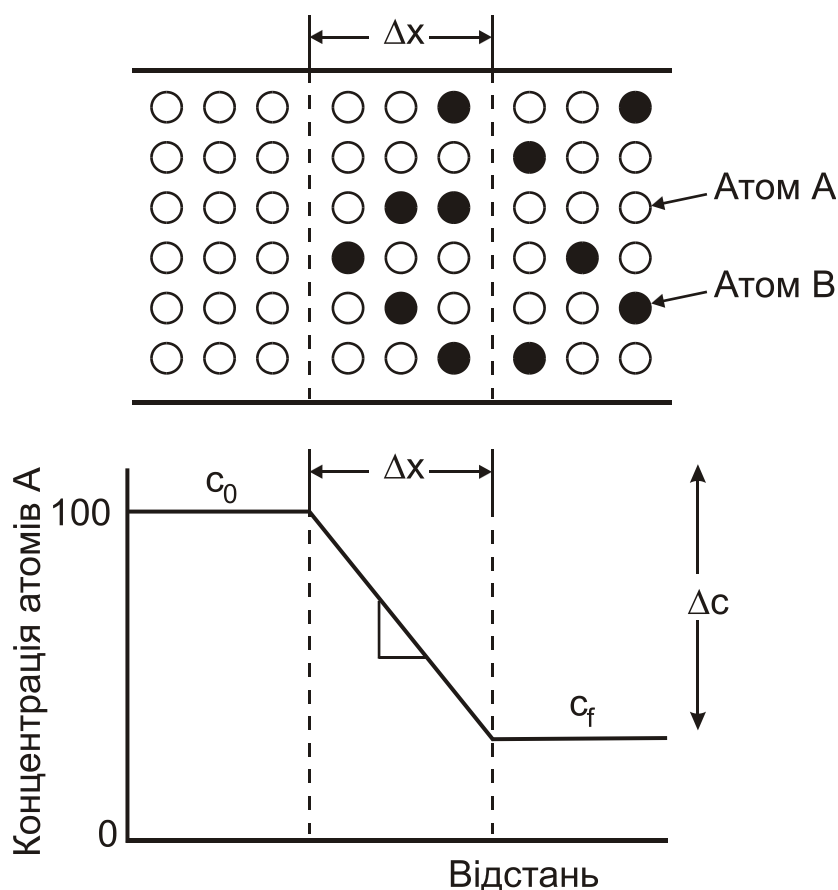


Рис. 2.2. Градієнт концентрацій

Дійсно, на рис. 2.3 видно, що існує кореляція між енергією активації самодифузії і температурою плавлення.

Існує також чітка кореляція між енергією активації самодифузії і модулями пружності. Чим вище значення Q , тим більшою є енергія, необхідна для переходу атома з одного рівноважного положення в ґратці в інше, також рівноважне. Наприклад, при дифузії в твердому тілі дифузний атом при переході з одного положення рівноваги в інше проходить через енергетично не вигідний стан, у якому він стискається атомами, що його оточують.

Тому відповідно до закону Больцмана $D = D_0 \exp(-Q/RT)$, де D – коефіцієнт дифузії; D_0 – передекспоненціальний множник, величина якого визначається типом кристалічної ґратки; R – газова стала; T – абсолютна температура.

Як бачимо, енергія активації дуже сильно впливає на коефіцієнт дифузії (рис. 2.4).

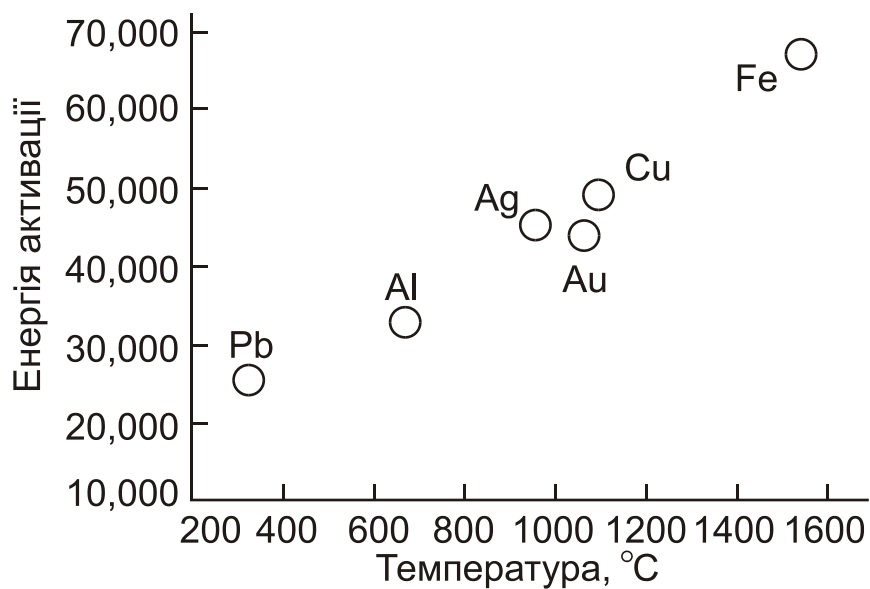


Рис. 2.3. Енергія активації самодифузії та температура плавлення деяких металів

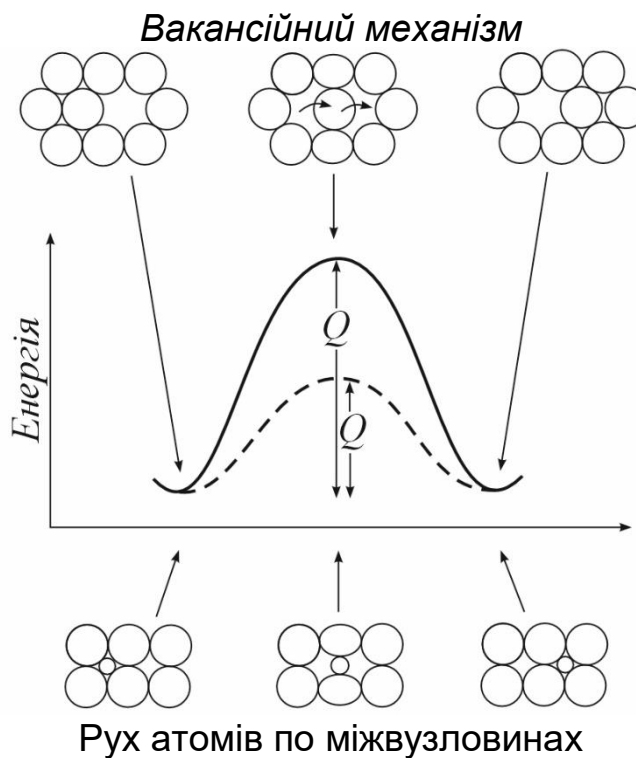


Рис. 2.4. Залежність потенціальної енергії дифузійного атома від його розташування

Коефіцієнт дифузії залежить від природи матеріалу, розміру зерна й особливо від температури (рис. 2.5).

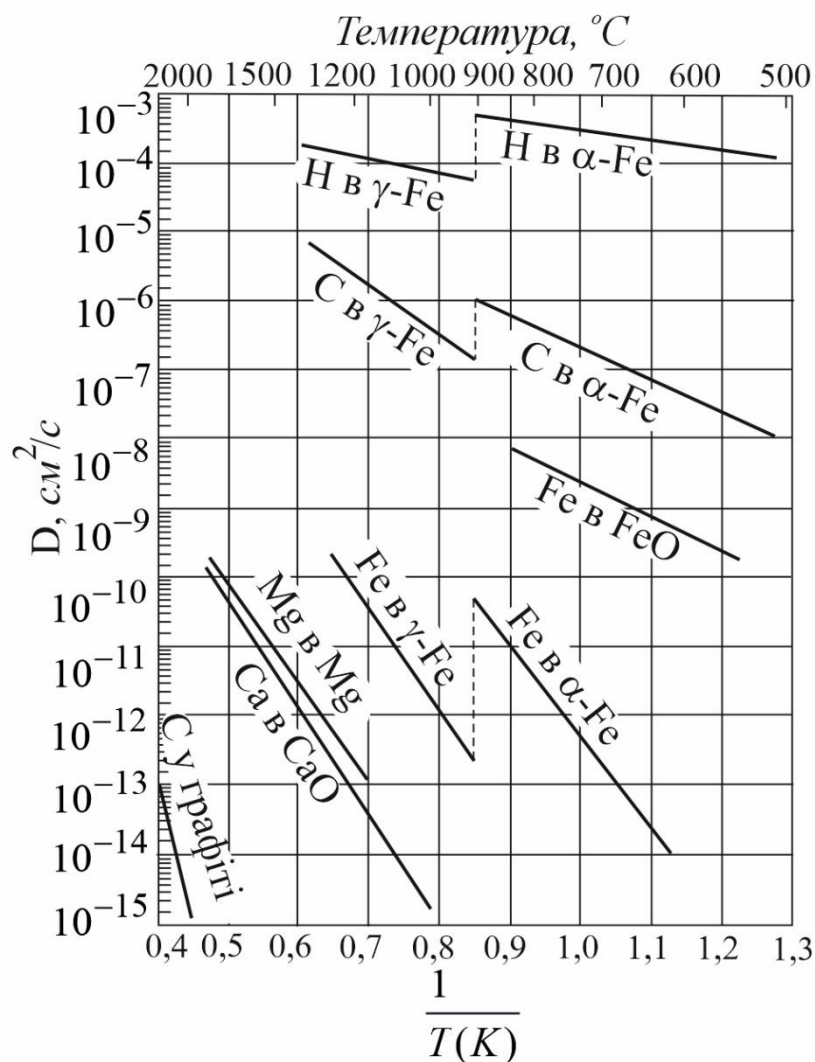
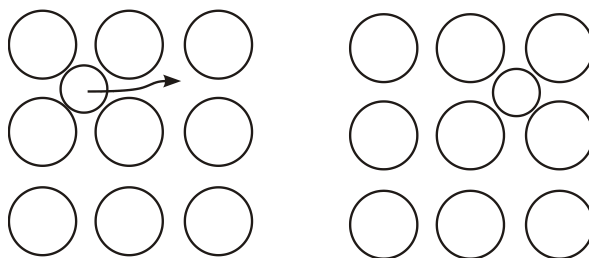


Рис. 2.5. Залежність коефіцієнта дифузії від температури

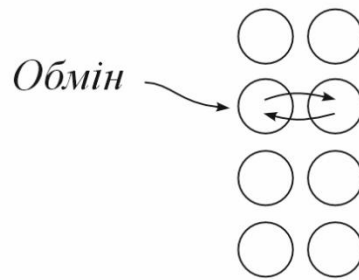
2.1. Механізми дифузії

Дифузія елементів (H, O, N, C), що утворюють тверді розчини проникнення, відбувається за міжвузловим механізмом:

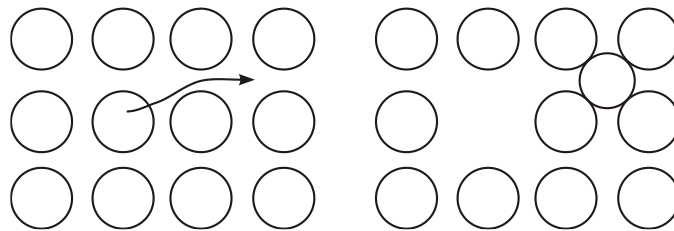


У твердих розчинах заміщення дифузія може відбуватися за такими механізмами:

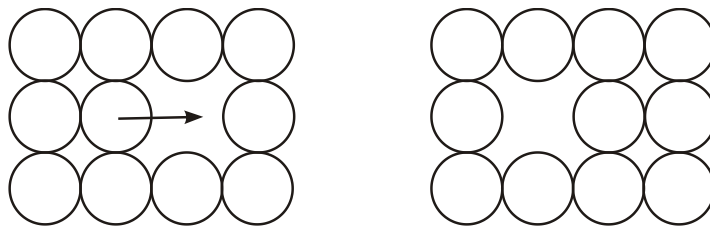
- 1) прямий обмін двох сусідніх атомів:



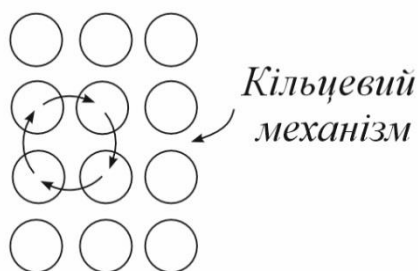
2) рух атомів через міжвузловини:



3) обмін місцями з незайнятими вузлами ґратки – вакансіями:



4) одночасне переміщення кількох атомів по замкненому контуру, під час якого один атом стає на місце іншого – кільцевий механізм:



При будь-якому механізмі дифузії для здійснення елементарного стрибка частинці має бути передана енергія активації (рис. 2.6). У разі 1-го та 2-го механізмів ця енергія витрачається на деформацію навколишньої ґратки, яка супроводжує переміщення атомів. У разі 3-го механізму енергія активації складається з енергії утворення вакансії та роботи, необхідної для подолання потенціального бар'єра між атомом, що дифундує, і вакансією.

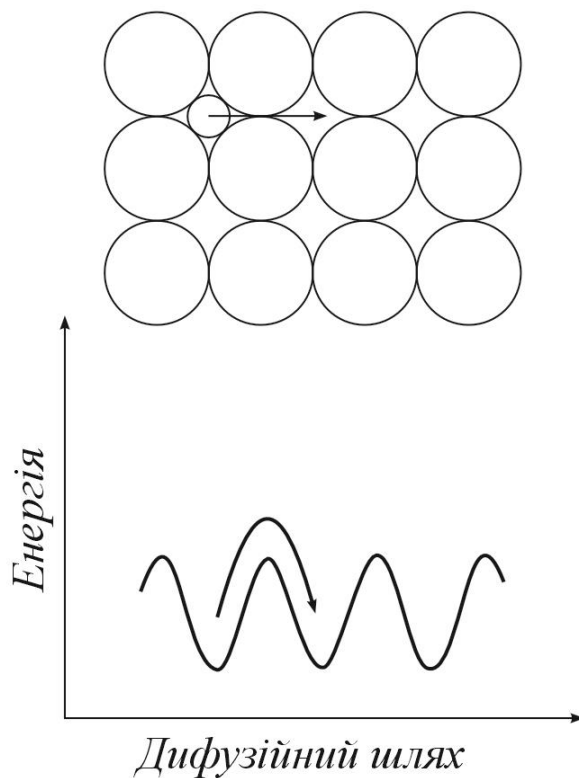


Рис. 2.6. Потенціальна енергія кристала залежно від положення атома

Дифузія, що відбувається за 1-м і 2-м механізмами, є менш імовірною. Найімовірнішими, особливо для металів, є 3-й і 4-й механізми. У металах з градецентричними кубічними ґратками дифузія здійснюється в основному за вакансійним механізмом. При взаємній дифузії за 2-м і 3-м механізмами ймовірність переходу атома, що дифундує, у сусіднє положення рівноваги може бути різною для компонентів А і В, що приводить до необхідності введення коефіцієнтів дифузії кожного компонента – D_A і D_B (парціальні коефіцієнти). Якщо $D_A \neq D_B$, то виникає результувний потік речовини в напрямку дифузії компонента з великим парціальним коефіцієнтом і напрямлений протилежно потік вакансій. При цьому ділянка, на яку надходить потік речовини, стане нестійкою, почнеться макроскопічне перетікання речовини як цілого у зворотному напрямку зі швидкістю $V = (D_A - D_B) dC_A / dx$. Це явище, тобто *ефект Кіркендалла*, може бути виявлене, якщо в зразку в дифузійній зоні зроблено будь-які мітки. Ефект Кіркендалла спостерігається у великій кількості пар металів із градецентричними кубічними ґратками.

Сумарний потік, зумовлений як власне дифузією, так і макроскопічним перетіканням, характеризується так званим коефіцієнтом гетеродифузії $D_e = C_A D_B + C_B D_A$, де C_A і C_B – молярні частки компонентів. При обмінному й кільцевому механізмах дифузії має місце одночасне

переміщення обох компонентів з однаковою швидкістю, тобто парціальні коефіцієнти дифузії у цих випадках є однаковими, тому наявність ефекту Кіркендалла в будь-якій системі свідчить про те, що дифузія відбувається або по міжвузловинах, або за вакансійним механізмом. У металах з об'ємноцентричними ґратками немає ефекту Кіркендалла, там найімовірнішим є циклічний механізм дифузії (енергія активації при обмінному механізмі була занадто високою). Результівний потік атомів при ефекті Кіркендалла зв'язаний з потоком вакансій у зворотному напрямку. Цей потік вакансій зазвичай коагулює, що приводить до утворення області пористості (рис. 2.7).



Рис. 2.7. Утворення пор у дослідженні Кіркендалла (зліва – α -латунь, справа – мідь)($\times 55$)

2.2. Дифузія по межах зерен і поверхнева дифузія

Розглянемо дифузію вздовж меж зерен і по поверхні кристала (рис. 2.8). Така дифузія відбувається значно легше, оскільки характеризується малою енергією активації.

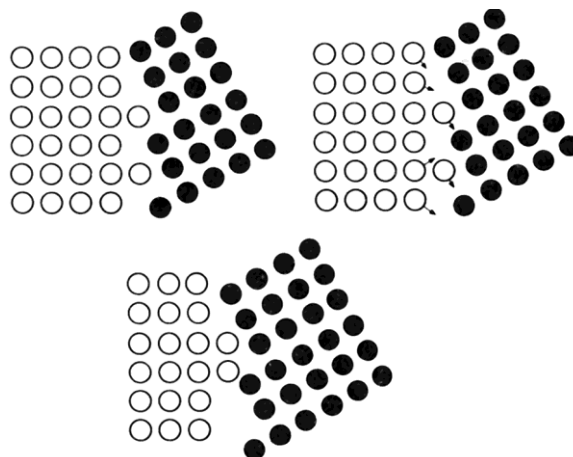


Рис. 2.8. Дифузія по межах зерен

Про кількісну відмінність коефіцієнтів поверхневої дифузії, дифузії по межах зерен та об'ємної дифузії можна судити за залежністю, показаною на рис. 2.9.

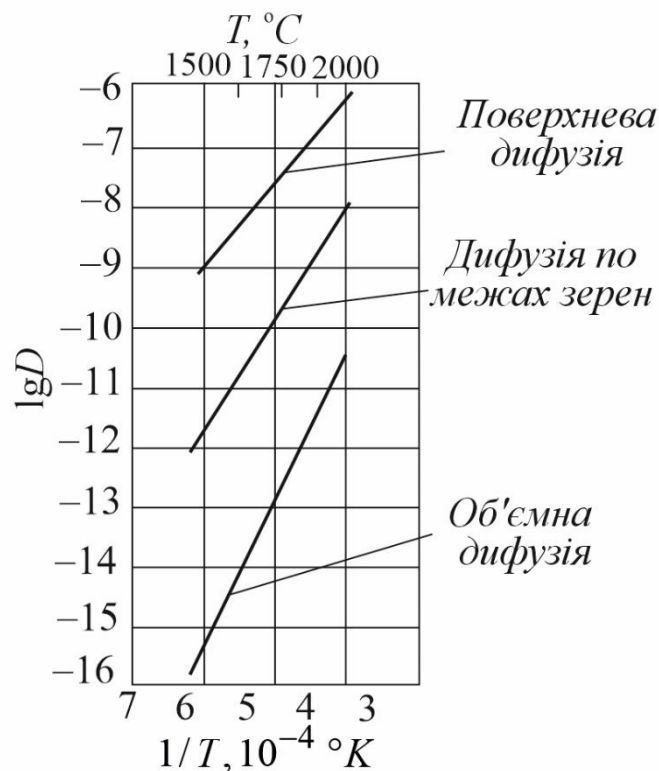


Рис. 2.9. Залежність коефіцієнтів поверхневої дифузії, дифузії по межах зерен та об'ємної дифузії D ($10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$) торію у вольфрамі від температури

У багатьох випадках дифузію або самодифузію суттєво прискорюють різні домішки або дефекти ґратки (дислокації, мозаїчна структура).

На швидкість дифузії та самодифузії істотно впливають напруження й деформації. Унаслідок пластичної деформації утворюються дислокації, подрібнюються блоки (розвиток субструктури), тобто збільшується концентрація дефектів ґратки, що приводить до підвищеної дифузійної рухливості.

Якщо в середовищі наявними є стаціонарні перепади температури, електричних полів тощо, то внаслідок дифузії встановлюється рівноважний розподіл концентрацій, що характеризується відповідними градієнтами (*термодифузія, електродифузія* тощо).

Отже, швидкість перебігу процесу дифузії залежить від природи матеріалу, розміру зерна, концентрації дефектів кристалічної будови та температури. При збільшенні концентрації дефектів і температури дифузійна рухливість атомів підвищується. Дифузія вздовж меж зерен проходить значно легше, ніж через ґратку. Крім того, на процес дифузії впливають також напруження й деформації.

3. ДЕФОРМАЦІЯ

Деформацією називають змінення розмірів і форми тіла під дією прикладених сил. Деформація може бути пружною та пластичною.

Пружна деформація після зняття навантаження зникає, тобто деформоване тіло відновлює свою форму й розміри. Під дією прикладеного навантаження відбувається лише незначне й повністю оборотне зміщення атомів. Після зняття навантаження зміщені атоми внаслідок дії сил притягання та відштовхування повертаються в початкове рівноважне положення, і тіло набуває своєї початкової форми та розмірів.

Пластична деформація є залишковою, оскільки після зняття навантаження форма й розміри тіла не відновлюються. У разі зняття навантаження усувається тільки пружна складова деформації. Пружна та пластична деформація обумовлюються абсолютно різними механізмами, тому розглянемо їх окремо.

3.1. Природа пружної деформації

Розглянемо найпростіший приклад. На дроті підвісимо вантаж. Відомо, що під впливом зовнішніх сил розміри тіл змінюються. Якщо уявити цей процес на атомному рівні, то він виявляється в зміні відстані між атомами: відстані при розтяганні збільшуються, а при стисненні – зменшуються. Якщо на тіло не діють зовнішні сили, то атоми, з яких воно складається, знаходяться на певній рівноважній відстані один від одного. Якщо відстань між атомами збільшити порівняно з рівноважною відстанню, то атоми будуть притягуватися, причому при збільшенні відстані сили притягання спочатку збільшуються, набуваючи найбільшого значення, а потім швидко зменшуються (див. розд. 1). Якщо відстань між атомами стає меншою від рівноважної, то між ними виникають сили відштовхування, які при зближенні атомів збільшуються досить швидко до деякого граничного значення, після якого подальше зближення стає практично неможливим (стисливість твердих тіл докладніше обговоримо пізніше). Модель твердого тіла, яка є «конструкцією» з атомів, з'єднаних «пружинками», що імітують сили взаємодії, наочно пояснює поведінку матеріалів під навантаженням. На певній відстані сили притягання та відштовхування є зрівноваженими, що відповідає ненавантаженому тілу. При розтяганні зовнішні сили прагнуть збільшити цю відстань, а при стисненні – зменшити, у будь-якому випадку це призводить до активної протидії зовнішнім силам.

Розглянемо, як змінюється потенціальна енергія атома під впливом

напружень. Атоми в кристалі розташовуються в потенціальних ямах – місцях із мінімальною потенціальною енергією, тобто у вузлах кристалічної ґратки. Висота потенціального бар'єра залежить від енергії міжатомного зв'язку (рис. 3.1).

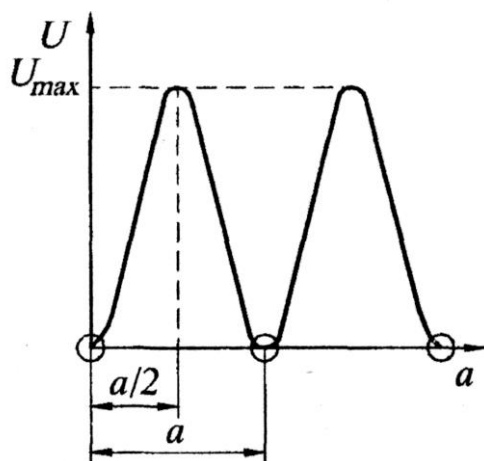


Рис. 3.1. Залежність потенціальної енергії атомів від їх положення

Під дією невеликих напружень атом лише трохи зміщується зі свого положення рівноваги на дні потенціальної ями й не може подолати потенціальний бар'єр, що розділяє дві сусідні ями, тому після припинення дії сил атом завжди повертається до свого початкового положення (рис. 3.2).

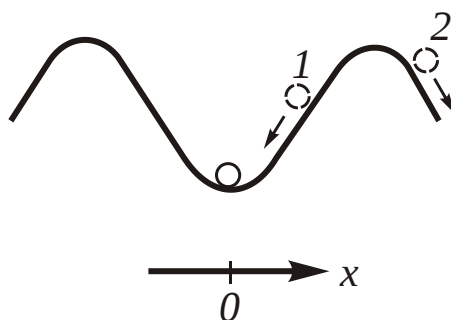


Рис. 3.2. Змінення положення атома в разі навантаження, що спричиняє пружну (1) або пластичну (2) деформацію

Таким чином, якщо зовнішні сили не перевищують певної величини, то після зняття навантаження атоми повертаються в початковий стан, унаслідок чого форма тіла відновлюється, тобто залишкових змін форми немає. Таке поведіння матеріалу називають *пружним*. Зрозуміло, що чим більшою є маса підвішеного вантажу, тим більшим є подовження дроту. Фундаментальну закономірність, що виражається як залежність між

силою та спричиненою нею деформацією, відкрив англійський учений Роберт Гук 1678 року.

При більш високих напруженнях виникає *залишкова*, або *пластична*, деформація, коли атоми долають потенціальний бар'єр і потрапляють до іншої потенціальної ями (див. рис. 3.2).

3.2. Природа пластичної деформації

У монокристалі під дією зовнішніх сил пластична деформація відбувається шляхом *ковзання* або *двійникування*.

Деформація металів шляхом ковзання спостерігається найчастіше. При ковзанні відбувається багаторазовий зсув однієї частини кристалічної ґратки відносно іншої на один параметр ґратки вздовж площини ковзання AA або вздовж інших площин, паралельних до цієї площини.

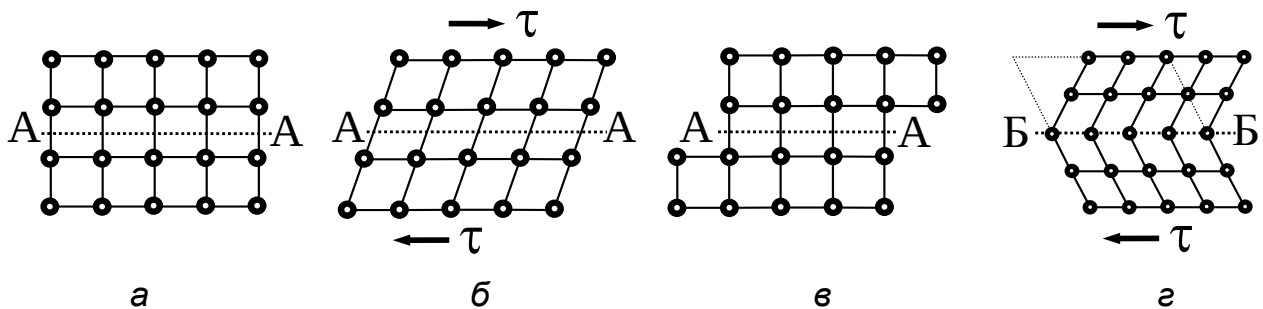


Рис. 3.3. Схема пластичної деформації в кристалічній ґратці:
а, б, в – ковзання; AA – площина ковзання;
г – двійникування; ББ – площина двійникування [1]

У кристалі при пластичній деформації відбувається перехід між двома енергетично рівноважними станами, що відрізняються лише деяким зсувом кристала в певній кристалографічній площині.

Для здійснення процесів, при яких відбувається одночасне (кооперативне) зміщення атомів уздовж кристалографічної площини, необхідна певна витрата енергії, тому що атоми можуть потрапити в потенціальні ями, що відповідають новому положенню рівноваги, лише подолавши певні потенціальні бар'єри (див. рис. 3.2).

Двійникування – переорієнтування частини кристала в положення, симетричне відносно першої частини, відносно площини, яку називають *площиною двійникування* (див. рис. 3.3).

Двійникування частіше виникає при пластичній деформації кристалів з об'ємцентричними й гексагональними ґратками, причому зі збільшенням швидкості деформації та зниженням температури схильність до

двійникування підвищується. Унаслідок двійникування відбувається незначна деформація.

3.3. Пластична деформація монокристалів

Розглянемо докладніше процес ковзання, який тісно пов'язаний із кристалічною ґраткою, тому його простіше зрозуміти на прикладі монокристала. Дійсно, пояснення пластичної деформації ґрунтується на детальних дослідженнях, виконаних саме на монокристалах.

Під впливом деформувальних зусиль у кристалі починається процес ковзання в напрямку певних кристалографічних площин – *площин ковзання*.

Ковзання в кристалічній ґратці відбувається по площинах і напрямках з найбільш щільним пакуванням атомів, де опір зсуву є найменшим.

Зсув атомів по площинах ковзання під час пластичної деформації виявляється у вигляді ліній ковзання, які спостерігаються під мікроскопом. Чим більшим є ступінь деформації, тим густіше розташовуються лінії ковзання. При великих деформаціях вони майже зливаються. Лінія ковзання, яку можна побачити при малому збільшенні, насправді являє собою цілу групу ліній, розташованих одна від одної на малих відстанях. Якщо ковзання відбувається за кількома системами одночасно, то на мікрошліфі виявляються сітки з ліній ковзання (рис. 3.4).

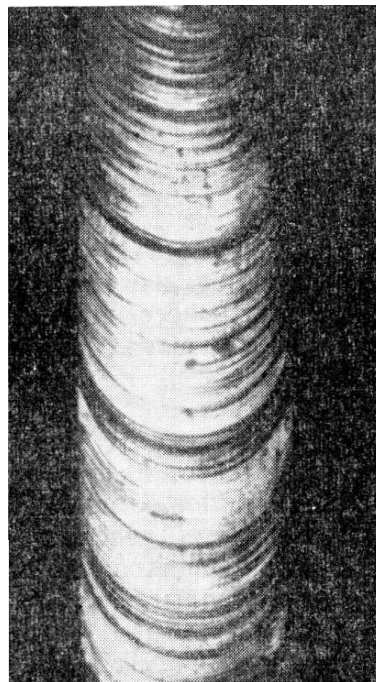


Рис. 3.4. Деформований монокристал кадмію
(добре видно сліди площин ковзання)

Чим більше в металі можливих площин і напрямків ковзання, тим вищою є його здатність до пластичної деформації. Метали з кубічними ґратками мають високу пластичність, з ГЦУ – менш пластичні і тому важче піддаються прокатуванню, штампуванню тощо.

Ковзання (зсув) однієї частини кристала відносно іншої відбувається під дією дотичних напружень, коли ці напруження в площині і в напрямку ковзання набувають певної величини.

Макроскопічний зсув виникає, коли напруження зсуву в найбільш підходящій системі ковзання набувають значення так званого *критичного напруження зсуву* τ_0 незалежно від того, яке значення σ (*закон напруження зсуву Шміда*). Це критичне напруження можна вважати точною кількісною характеристикою границі пружності монокристала.

Однак значення, розраховані за допомогою теорії ідеальної кристалічної ґратки, відрізняються від значень критичних напружень зсуву, отриманих під час вивчення процесу ковзання, принаймні, у 1000 разів.

Відповідно до уявлення про одночасне ковзання однієї атомної площини по іншій усі атоми цієї площини мають одночасно подолати потенціальний бар'єр між двома сусідніми положеннями рівноваги, для чого потрібні значні сили. Але якщо переводити в нове положення рівноваги не всі атоми одночасно, а послідовно один за одним, то необхідна для цього сила, а отже, і робота будуть набагато меншими. Такий механізм ковзання може реалізуватися внаслідок переміщення в кристалі дислокацій. Схему механізму деформації показано на рис. 3.5, а.

Під дією напружень лінія дислокації зміщується вліво при незначному переміщенні атомів. Нижня частина площини P'S (SR) зміщується вправо і збігається з нижнім краєм півплощини PQ (QR – залишкова деформація).

При подальшому русі дислокація пройде всю площину ковзання й вийде на поверхню кристала. При цьому верхня частина кристала зміститься відносно нижньої на одну міжатомну відстань (рис. 3.5, б), тобто процес пластичної деформації можна описати як переміщення лінії дислокації.

Дислокації можуть рухатися по площині ковзання в кристалічній ґратці при дуже малих напруженнях зсуву. Силу, необхідну для переміщення дислокації по площині ковзання, називають *силою Пайєрлса – Набарро*, або *силою тертя ґратки*.

Металеві кристали характеризуються найменшими значеннями сили Пайєрлса – Набарро, наприклад, для металів з ГЦК-ґратками сила тертя ґратки дорівнює $\sim 5 \cdot 10^4$ Н/м², а для йонних і ковалентних кристалів є більшою.

Тепер легко пояснити малі значення критичного напруження зсуву. Проте залишається відкритим питання, як виникає достатня кількість дислокацій. Адже одна лінія дислокацій при переміщенні по площині ковзання приводить до зміщення лише на одну міжатомну відстань, а потім виходить за межі кристала.

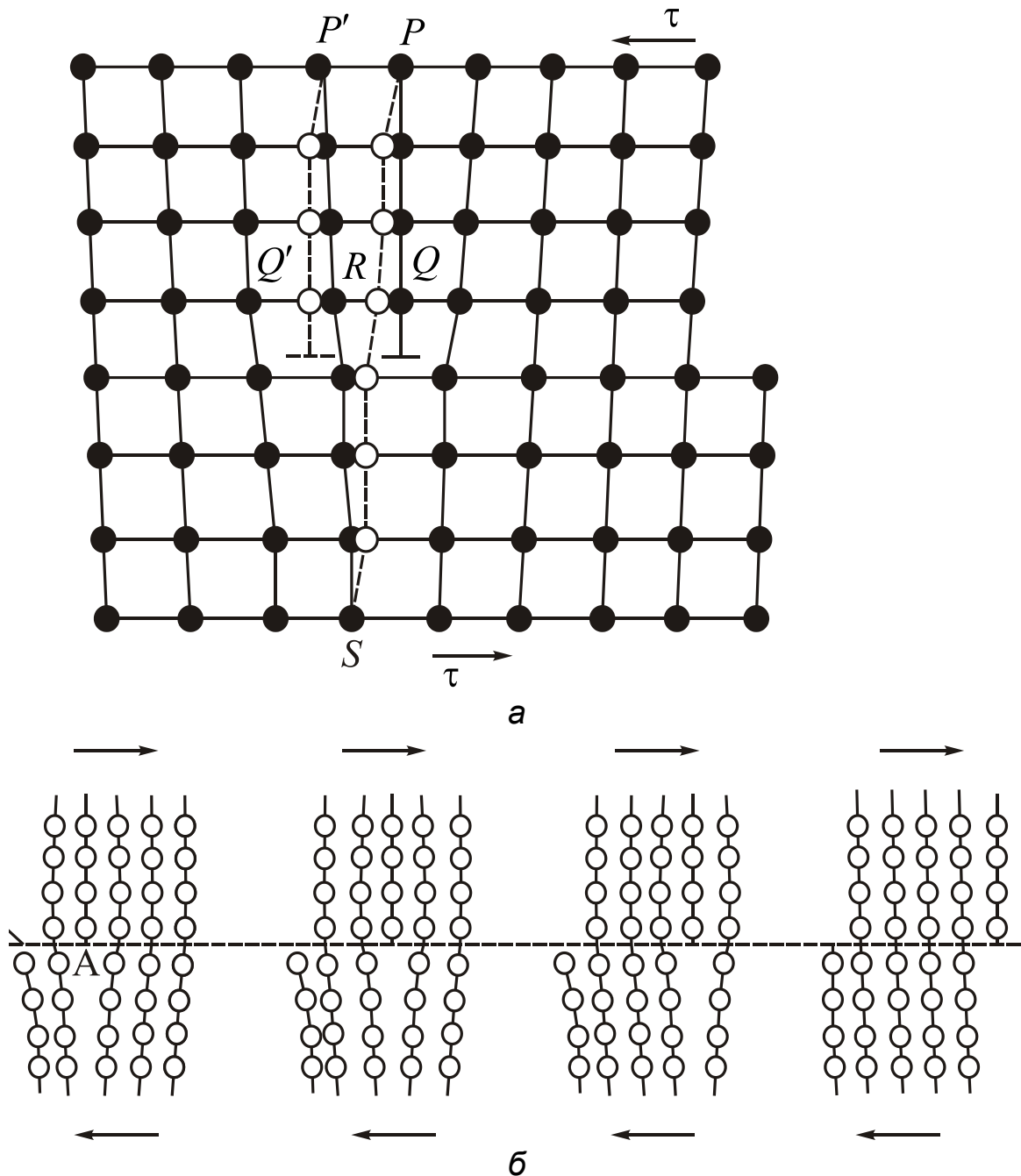


Рис. 3.5. Схема дислокаційного механізму пластичної деформації:
 а – переміщення атомів під час руху крайової дислокації на одну міжатомну відстань; б – переміщення дислокації через весь кристал

Великі деформації можливі лише через те, що з однієї дислокації під впливом зовнішніх сил утворюється велика кількість нових дислокацій у процесі пластичної деформації.

Відомо, що деформація кристала відбувається внаслідок руху дислокацій. Для значних деформацій кристала дислокацій, які в ньому є, може виявитися недостатньо і, отже, необхідна поява нових. У цьому легко переконатися, якщо скористатися формулою, що визначає зв'язок між деформацією ϵ , щільністю рухливих дислокацій ρ_0 і величиною

переміщення кожної з них l_i . Якщо вважати, що всі дислокації, переміщаючись, вийдуть із кристала, то

$$\varepsilon_{max} = \rho_0 b l_{max}, \quad (3.1)$$

де b – вектор Бюргерса.

У реальних кристалічних тілах величина l_{max} є невеликою й приблизно дорівнює $10^{-3} \dots 10^{-2}$ см. Пройшовши цей шлях, дислокації досягають межі зерна або, зустрівши перешкоду, втрачають рухливість, а отже, і здатність брати участь у деформуванні кристала. При $\rho_0 \approx 10^7 \text{ см}^{-2}$ та $b \approx 3 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ $\varepsilon \approx 10^{-4} \dots 10^{-3}$. Насправді завдяки руху дислокацій кристал може деформуватися значно більшою мірою. Це означає, що в процесі деформування в ньому мають виникати нові рухливі дислокації. У цьому випадку мається на увазі підвищення щільності дислокацій, а оскільки щільність дислокацій $\rho_0 = L / V$, де L – сумарна довжина дислокаційних ліній в об'ємі V , то під розмноженням дислокацій слід розуміти збільшення довжини L .

Механізм розмноження дислокацій у процесі пластичного деформування було відкрито 1950 року одночасно Ч. Франком і У. Т. Рідом, але пророкував ще 1940 року Я. М. Френкель. Джерело, що породжує дислокацію, було названо джерелом Франка – Ріда. Дію цього джерела під впливом зовнішнього навантаження можна пояснити за допомогою схеми на рис. 3.6.

Якщо дислокація, розташована в площині ковзання, гальмується двома нерухомими перешкодами (у точках А і В на рис. 3.6, а), то під дією зовнішнього навантаження дислокація «протискається» (рис. 3.6, б, в) і перетворюється на замкнену петлю й ділянку дислокаційної лінії між перешкодами (рис. 3.6, г). Петля не закріплена й розростається доти, доки не вийде із кристала (зерна, блока), що приводить до елементарного зсуву. Ділянка дислокаційної лінії, закріплена між перешкодами, є осередком розмноження дислокаційної лінії доти, доки діє напруження, здатне «протиснути» загальмовану ділянку дислокаційної лінії через перешкоди. Таку закріплену дислокацію, яка працює відповідно до описаного механізму, і називають джерелом Франка – Ріда. Якщо продовжує діяти напруження, то з одного джерела можуть утворитися сотні дислокацій.

Правильність припущення, зробленого Ч. Франком і У. Т. Рідом про механізм утворення дислокаційних петель, надалі була багаторазово підтверджена експериментально (рис. 3.6, д).

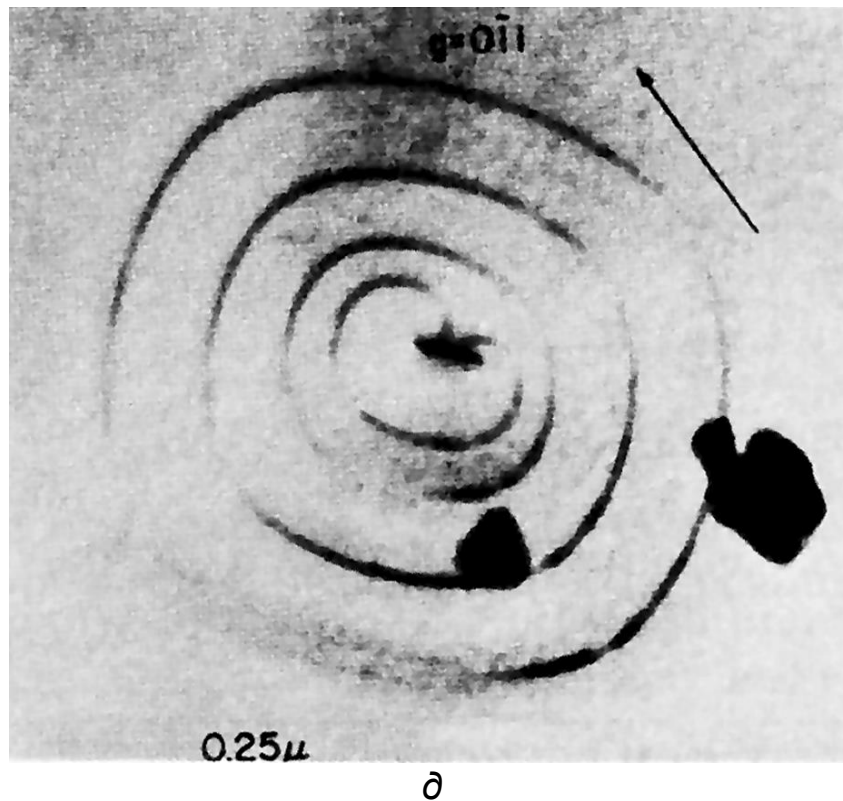
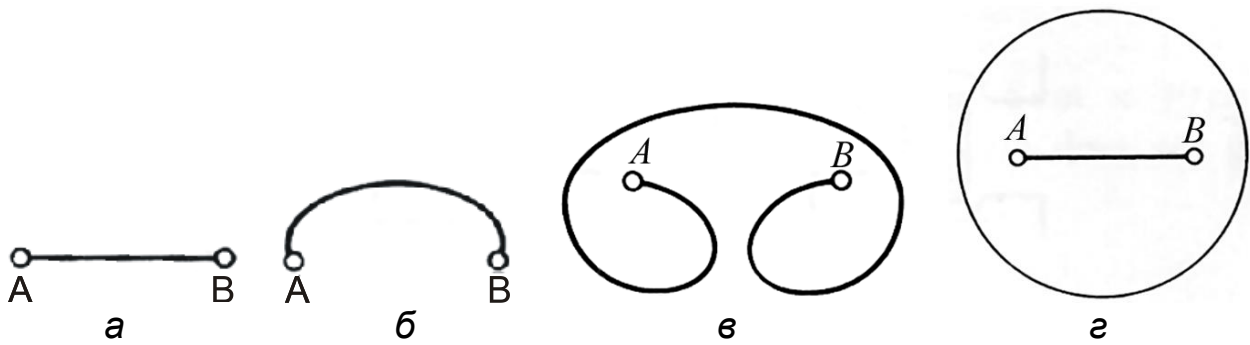


Рис. 3.6. Джерело Франка – Ріда

3.4. Пластична деформація полікристалів

При пластичній деформації металу змінення форми може відбуватися внаслідок зміщення частин зерен або цілих зерен. У першому випадку деформація відбувається по тілу зерен, у другому – по їх межах.

При навантаженні внаслідок процесів ковзання форма зерен змінюється. До деформації зерна мають округлу форму, після деформації внаслідок зміщення по площинах ковзання зерна витягуються в напрямку сил, що діють (рис. 3.7). Одночасно зі зміненням форми всередині зерна відбуваються дроблення блоків і збільшення кута розорієнтації між ними.

При пластичній деформації через різну орієнтацію відносно діючої сили й неоднаковий рівень їх міцності зерна деформуються по-різному. Зі

зміненням форми зерен змінюється їх взаємне розташування в просторі, унаслідок чого відбуваються зсуви по межах зерен. Виходячи зі співвідношення при пластичній деформації внутрішньозеренних і міжзеренних зсувів, останні зазвичай мають другорядне значення, особливо в разі деформації при низькій температурі, а також при великій швидкості деформування. Переважання міжзеренних зсувів пов'язане зазвичай із різким зниженням пластичності, тобто підвищенням крихкості.

Унаслідок пластичної деформації відбувається зміцнення металу, знижується його пластичність.

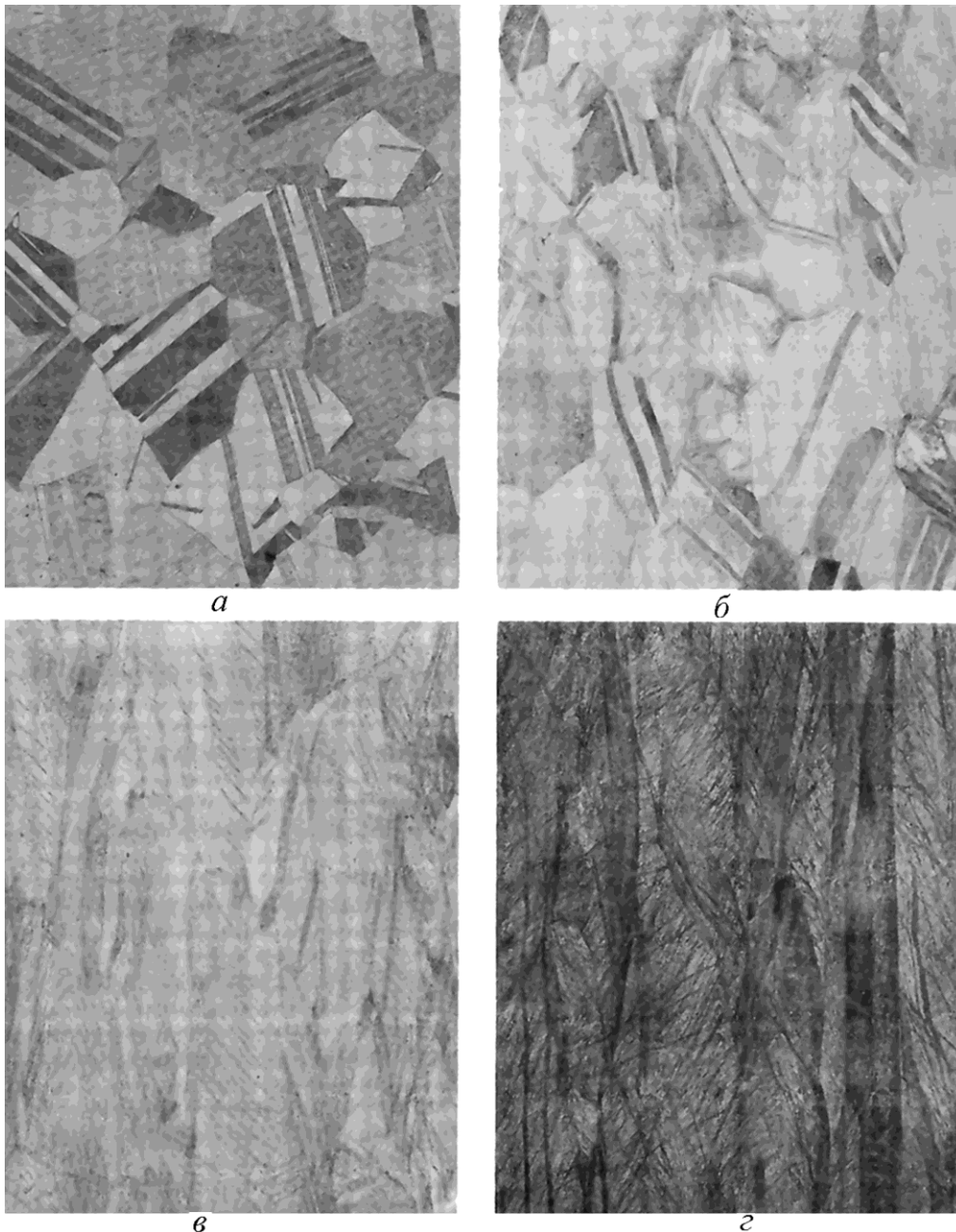


Рис. 3.7. Структура міді після холодної деформації (x200):
а – 0 %; б – 31 %; в – 67 %; г – 82 %

3.5. Внутрішнє тертя

Внутрішнє тертя в твердих тілах – це властивість твердих тіл необоротно перетворювати на теплоту механічну енергію, передану тілу під час його деформування, що супроводжується порушенням термодинамічної рівноваги.

До внутрішнього тертя відносять такі явища, як *непружність*, тобто відхилення від законів теорії пружності при відсутності залишкових деформацій, і *в'язкий опір* течії за аналогією з в'язкістю рідини або пластично-в'язкого тіла.

3.6. Внутрішнє тертя при пружній деформації

Внутрішнє тертя належить до neprужних, або релаксаційних, властивостей. Теорія пружності ґрунтується на припущенні про квазістатичний характер (нескінченно малої швидкості) пружного деформування, коли в тілі, що деформується, не порушується термодинамічна рівновага. При деформуванні зі скінченною швидкістю в тілі виникає відхилення від термодинамічної рівноваги, що спричиняє відповідний релаксаційний процес (повернення до рівноважного стану), який супроводжується розсіюванням пружної енергії, тобто необоротним її переходом у теплоту. Наприклад, при пружному деформуванні сплаву з рівномірним розподілом атомів компонентів може статися їх перерозподіл через різні розміри атомів. Відновлення рівноважного розподілу атомів шляхом дифузії – це релаксаційний процес.

Проявом neprужних властивостей є, наприклад, *пружний гістерезис*.

Пружний гістерезис – один із проявів внутрішнього тертя в твердих тілах, що полягає у відставанні в часі розвитку деформацій пружного тіла від напружень.

При розвантаженні ділянка AC не збігається з початковою діаграмою деформування. Енергія, витрачена на розвантаження (їй відповідає площа ABC), буде меншою, ніж енергія навантаження (OAB). Різниця між цими енергіями поглинається матеріалом (рис. 3.8).

При циклічному повторенні навантаження й розвантаження тіла діаграма, що зображує напруження σ як функцію деформації ϵ , має вигляд петлі гістерезису (від. грец. *hyst é resis* – відставання, запізнення), площа якої ΔU відповідає енергії, розсіяній в одиниці об'єму матеріалу.

Для оцінювання пружного гістерезису часто використовують відносну величину – *коефіцієнт внутрішнього тертя* $\psi = \Delta U / U$, де U – енергія пружної деформації за один *цикл навантаження*. В анізотропних кристалах петлі пружного гістерезису для різних напрямків будуть різними. Петлі гістерезису можуть змінюватися при багаторазових навантаженнях. Якщо при багаторазовому циклічному деформуванні площа петлі гістерезису зменшується, то матеріали називають циклічно зміцнюваними,

якщо є незмінною – циклічно стабільними (стійкими), якщо збільшується – циклічно розміцнюваними.

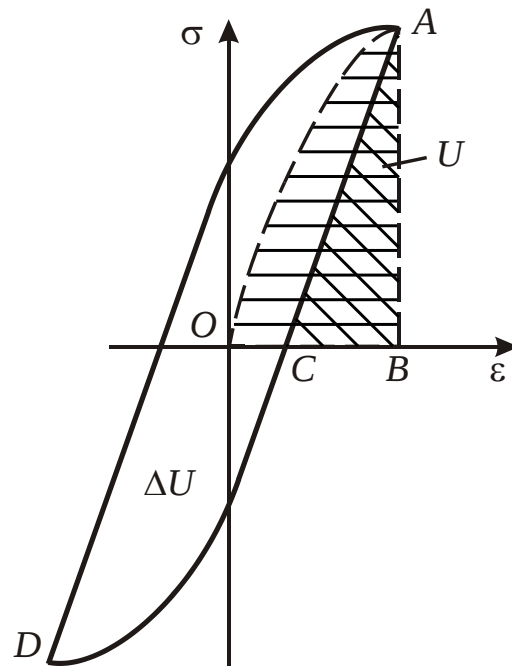


Рис. 3.8. Петля пружного гістерезису

Явище пружного гістерезису властиве всім тілам. Це явище є причиною, наприклад, згасання в них звуку. Залежно від призначення деталей явище пружного гістерезису може розглядатися як небажане (втрати енергії) або як корисне (згасання коливань у пружних демпферах або обмеження їх в лопатях гвинтів, лопаток, дисків, турбін, двигунів).

3.7. Внутрішнє тертя при пластичній деформації

Якщо сили, що діють на тверде тіло, є більшими за границю пружності й виникає пластична деформація внаслідок зсувів по площинах ковзання, то можна казати про квазів'язкий опір течії (за аналогією з в'язкою рідиною). Внутрішнє тертя характеризується ефективною в'язкістю $\eta = \sigma / \dot{\varepsilon}$ або пластичною в'язкістю $\eta = (\sigma - \sigma_0) / \dot{\varepsilon}$ у процесі усталеного зсувоутворення, що встановився, де σ – діюче напруження зсуву; σ_0 – границя пружності; $\dot{\varepsilon}$ – відносна швидкість зсуву (градієнт швидкості).

Закономірності внутрішнього тертя при пластичній течії твердого тіла найвиразніше виявляються в металах та особливо в металевих монокристалах, що є найбільш пластичними тілами з усіх відомих кристалів. Дослідження процесу повзучості металевих монокристалів показало, що в початковому незміцненому стані напруження для переміщення дислокації є дуже малим. Границя пружності таких кристалів

наближається до нуля і в досить широкому інтервалі напружень зберігається пряма пропорційність між напруженням σ і початковою швидкістю зсуву $\dot{\varepsilon}_0$, тобто ефективна в'язкість $\eta = \sigma / \dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$. У міру розвитку пластичної деформації металевому монокристала границя пружності безперервно збільшується до завершення першої стадії повзучості. Зміцнення пов'язане з виникненням дефектів структури й гальмуванням дислокацій на цих дефектах.

У полікристалічних металах є пружна ділянка, що характеризується певним значенням границі пружності σ_0 .

Механізм розсіювання енергії в разі пластичної деформації, на відміну від випадку, коли матеріал деформується пружно, пов'язаний з «тертям» площин ковзання, що взаємно переміщуються.

4. РУЙНУВАННЯ

Конструкційний матеріал одночасно має бути міцним і надійним, мати не тільки високий опір деформації (пружній, що характеризується модулями пружності E і зсуву G , пластичній, що характеризується границями плинності $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B), але й руйнуванню.

Під *руйнуванням* розуміють процес зародження й розвитку в матеріалі тріщин, що призводить до поділу його на частини. Процес руйнування складається із двох стадій – зародження тріщини та її поширення.

Руйнування в крихких і пластичних матеріалах відбувається по-різному. *Крихкими* називають матеріали, які при навантаженні деформуються тільки пружно аж до руйнування. Цілком крихкими є порівняно небагато металів, проте крихке руйнування характерне для великої кількості керамічних, металокерамічних матеріалів та деяких інтерметалевих сполук.

Найбільш явно вираженою особливістю руйнування більшості крихких тіл є швидке поширення тріщини в матеріалі – приблизно 0,4...0,5 від швидкості звуку в матеріалі $V_{зв}$. Наприклад, для сталі $V_{зв} \approx 5000$ м/с, а $V_{тр} \approx 2000...2500$ м/с.

При крихкому руйнуванні витрати енергії на руйнування є малими, а робота до критичного розвитку тріщини наближається до нуля. Злам має кристалічний характер. Крихке руйнування практично не супроводжується пластичною деформацією і тому відбувається при напруженнях, менших за $\sigma_{0,2}$.

Теоретично такого роду руйнування може відбуватися при напруженнях, значно більших за границю плинності (для ідеальних кристалів, що не містять концентраторів напружень). У реальних умовах за наявності в металах дефектів кристалічної будови, концентраторів напружень, несприятливого поєднання температурно-швидкісних факторів навантаження крихке руйнування може спостерігатися при напруженнях,

що дорівнюють $0,7\sigma_T$ (границі плинності), а іноді й при $(0,4...0,5)\sigma_T$. Крихке руйнування (рис. 4.1) відбувається без помітної пластичної деформації як відривання або відколювання.

Поверхня зламу орієнтована перпендикулярно до максимальних розтягувальних напружень. Злам має металевий блиск. Руйнування може відбуватися по тілу зерен (транскристалітний злам) або по межах зерен (міжкристалітний злам).

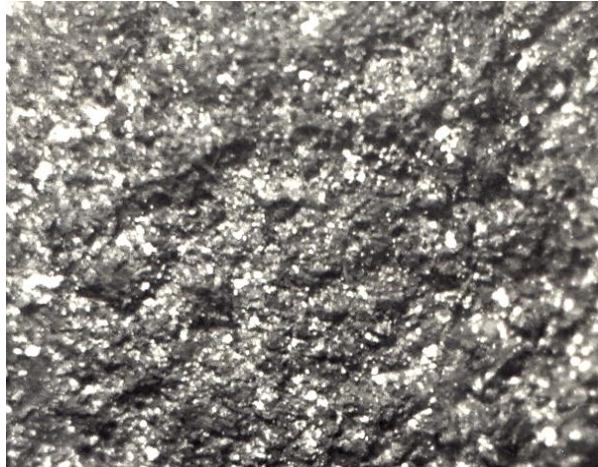


Рис. 4.1. Крихке руйнування [1]

При розтягуванні пластичних матеріалів зразок спочатку деформується рівномірно, потім спостерігається нерівномірна деформація, унаслідок чого утворюється шийка, і нарешті відбувається злам. Ці три стадії є характерними саме для в'язкого руйнування. На першій стадії, при рівномірній деформації, у матеріалі розвивається пористість, причиною утворення якої є вакансії. На другій стадії, при нерівномірній деформації, руйнуються перемички між порами, утворюються й поширюються мікротріщини, швидкість розвитку тріщин є невеликою, а їх розвиток контрольований, далі утворюється шийка. Третя стадія (злам) характеризується різким збільшенням швидкості розвитку тріщини (приблизно на порядок) і багато в чому є подібною до крихкого руйнування.

Руйнуванню пластичних матеріалів передують значна пластична деформація, отже, перед руйнуванням завжди потребується велика робота. Розвиток тріщини в пластичних матеріалах, що зазвичай поширюється повільно ($V_{тр} \approx (0,05...0,15)V_{зв}$), можна затримати, зменшивши навантаження. Більшість металів, якщо вони є досить чистими, належать до пластичних матеріалів.

Злам при в'язкому руйнуванні матеріалу має матовий відтінок без яскраво вираженого металевих блиску (рис. 4.2). Зразок або деталь перед руйнуванням зазнає значної локальної пластичної деформації, що супроводжується появою шийки.



Рис. 4.2. В'язке руйнування [1]

Напівкрихкі матеріали в одних умовах руйнуються в основному крихко, а в інших – в'язко. Характер руйнування залежить від напруженого стану й таких зовнішніх факторів, як температура, швидкість деформації тощо.

Руйнування напівкрихких тіл відбувається при напруженнях руйнування між $\sigma_{0,2}$ і σ_B . Швидкість розвитку тріщини становить $(0,15 \dots 0,40)V_{зв}$.

До напівкрихких матеріалів можна віднести метали з гексагональною щільно упакованою (ГЩУ) та об'ємочентричною кубічною (ОЦК) ґратками. Однак на поведінку таких металів найбільше впливають домішки.

До пластичних матеріалів належать тільки метали з гранецентричними кубічними (ГЦК) ґратками, але навіть серед цих металів є винятки.

Найбільш небезпечним є крихке руйнування, оскільки воно відбувається раптово.

Утворення тріщин у кристалах

Механізм зародження тріщин у кристалічних твердих тілах ґрунтується на дислокаційній теорії. Дислокації в кристалах – один з найбільш важливих видів дефектів у кристалічних твердих тілах, тісно пов'язаний з їх механічним поведінням. Дислокації відіграють важливу роль у розумінні процесів зародження тріщин і руйнування матеріалів.

Виникнення мікротріщин незалежно від характеру руйнування пов'язане з утворенням скупчень дислокацій перед будь-якою перешкодою або внаслідок взаємодії дефектів кристалічної структури.

Розглянемо конкретні механізми виникнення тріщин. Один із них запропонував англійський учений У. Стро. Згадаємо, як рухаються дислокації в площині ковзання. При напруженнях, що дорівнюють границі плинності, дислокації починають рухатись і відбувається пластична

деформація. Зазвичай на шляху дислокацій виникають перешкоди, такі як включення, межі зерен тощо.

Якщо температура кристала є високою, то дислокації, що зупинилися перед перешкодою, дифузно обходять її. Якщо температура є невисокою і, отже, дифузійна рухливість атомів є малою, то головна дислокація поблизу перешкоди зупиниться і дислокації, що рухаються за нею, також загальмуються. При цьому головна дислокація зазнаватиме тиску, який збільшуватиметься в міру наближення наступних дислокацій. Якщо біля перешкоди загальмуються n наступних дислокацій, то головна дислокація зазнає напруження, що в n разів є більшим від напруження, яке змушує ковзати дислокації. Коли це напруження стає більшим за міцність кристала внаслідок об'єднання найближчих стопорів дислокацій, зароджується клиноподібна тріщина. При накопиченні дислокацій утворюється зародкова тріщина й подальша деформація сприяє її розвитку.

Наступні дислокації як би провалюються в тріщину, і вона розвивається, тобто доки дислокація ковзала вільно, кристал деформувався без порушення суцільності, а коли на шляху дислокацій виникла перешкода і їх рух загальмувався, утворилася тріщина (рис. 4.3).

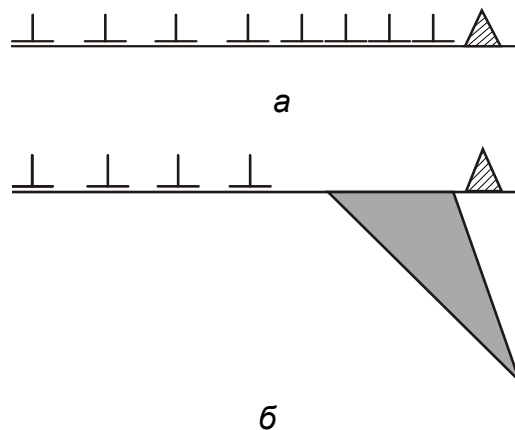


Рис. 4.3. Дислокаційний механізм зародження тріщини:
а – накопичення дислокацій біля перешкоди; б – злиття дислокацій та утворення зародкової тріщини

Ширина тріщини за механізмом Стро є тим більшою, чим більше дислокацій, об'єднавшись, бере участь у її формуванні. Якщо кількість дислокацій позначити n , то ширина тріщини дорівнюватиме nb , де b – вектор Бюргерса. Напрямок тріщини з напрямком площини ковзання утворює кут, близький до 70° . Такий механізм утворення тріщини діє, головним чином, тоді, коли в кристалічному тілі існує велика кількість меж поділу, які відіграють роль перешкоди на шляху дислокацій. Поблизу цих меж виникають тріщини.

У механізмі утворення тріщини за Коттреллом стопором, що гальмує рух ланцюжка дислокацій уздовж одного напрямку ковзання, є дислокації, які рухаються вздовж іншого напрямку, що перетинається із зазначеним (рис. 4.4).

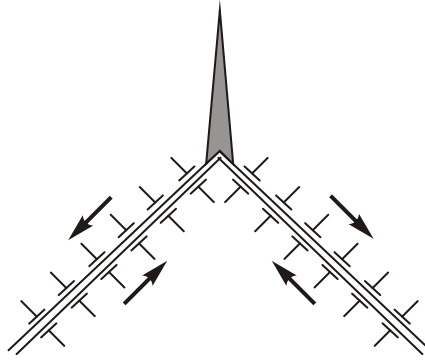


Рис. 4.4. Механізм утворення тріщини за Коттреллом

Дві дислокації, що рухаються вздовж напрямків, що перетинаються, стикаються і взаємодіють, унаслідок чого утворюється так звана «сидяча» дислокація, яка не може переміщатися в жодному з напрямків. Кожна пара дислокацій, що зустрілися, утворює одну «сидячу». Усі «сидячі» дислокації виникають близько одна від одної на ділянці перетину площин ковзання. Зливаючись, вони утворюють тріщину.

При руйнуванні абсолютно крихкого тіла тріщина, що виникла, стає нестабільною й збільшується мимовільно, якщо її довжина (при заданому напруженні) є більшою за деяке критичне значення. У цьому випадку напруження на краю тріщин є достатніми для порушення міжатомного зв'язку.

А. А. Гріффіт припустив, що руйнування твердого тіла є наслідком поглинання ним деякої кількості енергії і що в тій області навантаженого кристала, де має відбутися руйнування, сконцентрована надмірна енергія, величина якої залежить від прикладеного до кристала навантаження. При крихкому руйнуванні ця енергія перетворюється на енергію поверхні, що утворилася.

А. А. Гріффіт показав, що крихке руйнування пов'язане з наявністю в матеріалі тріщин, що спричиняють локальну концентрацію напружень, і відбувається внаслідок мимовільного руху цих тріщин, що підтримується енергією, накопиченою в матеріалі під час пружної деформації.

Енергетичний підхід до опису руйнування твердого тіла, який запропонував А. А. Гріффіт, можна використовувати для визначення розміру тієї тріщини l , яка виявиться осередком руйнування, якщо до тіла прикладено певне напруження σ :

$$l \approx \alpha E / \sigma^2, \quad (4.1)$$

де α – питома поверхнева енергія; E – модуль пружності.

Формулу, яка визначає величину l , можна використовувати для оцінювання напруження, достатнього для того, щоб тіло, що містить тріщину розміром l , зруйнувалося:

$$\sigma \approx (\alpha E / l)^{1/2}. \quad (4.2)$$

Можна також оцінити, у скільки разів тріщина певного розміру зменшить теоретичну міцність:

$$\sigma / \sigma_{теор} \approx (\alpha / E l)^{1/2}. \quad (4.3)$$

Визначена за формулою критична величина тріщини добре узгоджується з експериментальними даними для скла (для якого проводив розрахунки А. А. Гріффіт). Однак для металів величина реальних тріщин, які призводять до руйнування, на кілька порядків більша за розрахункове значення $l_{кр}$. Це пояснюється тим, що метали не можна розглядати як абсолютно крихкі тіла. Навіть в умовах крихкого руйнування у вершині тріщини виникає мікропластична деформація, що спричиняє релаксацію (зменшення) пружної енергії. Це вперше було враховано в розрахунках англійського вченого Дж. Р. Ірвіна.

Розглянемо ще один механізм утворення тріщин – *вакансійний*, що є характерним для в'язкого руйнування.

У процесі пластичної деформації в металі виникають вакансії, що переміщуються й збираються в колонії, які потім перероджуються в пори. Під впливом напруження пори перетворюються на тріщини, які збільшуються й розвиваються через приток нових вакансій.

На рис. 4.5 наочно показано, як утворюється тріщина на межі зерен унаслідок злиття вакансій.

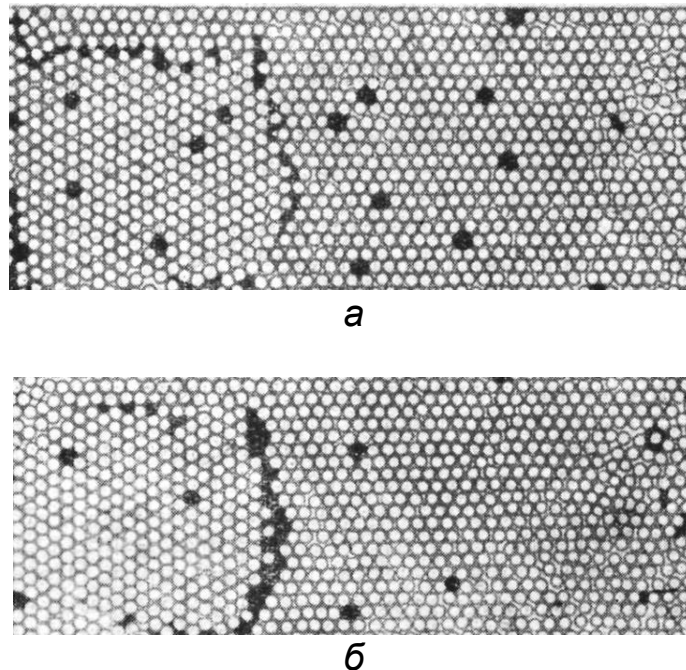


Рис. 4.5. Схема злиття вакансій на межі зерен

На рис. 4.5 зображено, як розташовуються атоми в суміжних зернах. Темними кружками позначено вакансії. На рис. 4.5, б вакансій усередині зерна менше, ніж на рис. 4.5, а. Деякі вакансії перемістилися на межі зерен, скупчилися там, унаслідок чого й утворилася тріщина.

Однак у відпаленому недеформованому металі міститься замало вакансій для того, щоб у процесі деформації утворилася тріщина. Цю суперечність легко вирішити, якщо взяти до уваги інтенсивність утворення вакансій при взаємодії дислокацій у процесі деформації. У 1 см^3 міді, алюмінію та срібла внаслідок 10%-ної пластичної деформації утворюється 10^{18} вакансій. При цьому концентрація вакансій різко підвищується і рівновага між вакансіями, що утворюються й зникають, яка встановлюється при кожній температурі, порушується. Надлишок вакансій виходить із ґратки. При цьому вакансії накопичуються й осаджуються на поверхні пор і тріщин, що розвиваються.

Крім того, дислокації сприяють переміщенню вакансій до меж. Можливість такого перенесення пов'язана з тим, що вакансії переміщуються в ті ділянки спотвореної ґратки, де вони є стисненими. Це мимовільний процес, оскільки супроводжується зменшенням потенціальної енергії ґратки. З боку півплощини ґратка біля крайових дислокацій є стисненою, отже, вакансії накопичуватимуться в цих областях і переміщатимуться разом із дислокаціями.

При невеликому напруженні до руху залучається порівняно небагато дислокацій, які безперешкодно досягають меж, доставляючи туди вакансії. Скупчення вакансій на межах та їх переродження в тріщини спричиняє руйнування по межах зерен (*інтеркристалітне руйнування*).

Зі збільшенням напруження генерується більша кількість джерел. Дислокації починають переміщатися по площинах ковзання, що перетинаються. У цих умовах дислокації не можуть досягти меж зерен, вакансії накопичуються далеко від меж по площинах ковзання, тому утворення тріщин відбувається всередині зерен. Іншими словами, руйнування набуває *транскристалітного характеру* (по тілу зерна). Зазвичай руйнування має змішаний характер: міжзеренний (інтеркристалітний) і транскристалітний. Про це свідчить тріщиноутворення і по межах зерен, і в тілі зерна.

У разі вакансійного механізму утворення тріщин важливу роль відіграють пори, що були наявними в металі до деформації, а також нові.

У металах дуже багато пор, причому не тільки в литих металах, у яких пори утворюються через усадку й виділення газів з рідкого металу при кристалізації. Порожнини субмікроскопічних і мікроскопічних розмірів є і в відпалених металах, які завдяки обробленню тиском не мають порожнин, властивих литому металу. Наприклад, встановлено, що в 1 см^3 відпаленої міді є 10^{13} пор радіусом близько 4 нм. Більшість пор розташовуються по межах. У міді на $0,1\text{ мм}^2$ поверхні поділу зерен припадає 1000 пор.

У відпалених металах порожнини виникають головним чином через незрівноваженість процесу дифузії, унаслідок чого виникають скупчення вакансій, які перетворюються на пори. Пори виникають також і при пластичній деформації.

Пори найчастіше мають круглу або овальну форму. Переродження їх у тріщини відбувається під впливом напруження.

Від того моменту, як тріщина сформувалася, її подальше розвинення прискорюється нею самою ж. Завдяки концентрації напружень біля вершини тріщини пластична деформація на цій ділянці є інтенсивнішою, ніж в об'ємі металу. Пластична деформація породжує вакансії, отже, безпосередньо біля вершини тріщини утворення вакансій, які «живлять» цю тріщину, є інтенсивнішим.

Завдяки особливому стану й особливій будові меж (велика енергія атомів, порушена будова ґратки, підвищений уміст вакансій) переродження пор у тріщини прискорюється на примежових ділянках структури. Через це руйнування починається переважно біля меж зерен, а в певних умовах може набувати суто міжзеренного характеру. Отже, незалежно від механізму виникнення тріщин межі зерен – завжди найвразливіші. Тут починається, а часто й завершується весь процес формування тріщин, що призводить до руйнування.

Таким чином, тріщина може поширюватися в тілі зерна або по межах зерен. У зв'язку з цим розрізняють два види руйнування – *транскристалітне* й *інтеркристалітне*.

При транскристалітному руйнуванні тріщина поширюється по тілу зерна, а при інтеркристалітному – по межах зерен.

Коли тріщина розвивається в тілі зерна (транскристалітне руйнування), може відбуватися як в'язке, так і крихке руйнування. Міжзеренне (інтеркристалітне) руйнування завжди є крихким і зазвичай відбувається при виділенні по межах зерен частинок крихкої фази.

Тріщина, що поширюється, обмежується вузькою зоною пластичної деформації, на створення якої витрачається додаткова енергія. В'язке й крихке руйнування різняться за величиною пластичної зони біля вершини тріщини. При крихкому руйнуванні величина пластичної зони біля вершини тріщини є малою. При в'язкому руйнуванні величина пластичної зони, яка проходить попереду тріщини, що поширюється, є великою.

Утворення й розвиток тріщини та реалізація пластичної деформації в певному сенсі є процесами, що конкурують. Обидва процеси приводять до релаксації напружень. Якщо релаксація відбувається внаслідок виникнення та розвитку тріщин, то це крихке руйнування, якщо внаслідок пластичної деформації – в'язке.

В'язке й крихке руйнування можна пов'язати з енергоємністю процесу руйнування. Енергоємність крихкого руйнування є малою, отже, робота поширення тріщини наближається до нуля. В'язке руйнування

характеризується зазвичай великими значеннями поглиненої енергії, тобто великою роботою поширення тріщини.

Метали з гранецентричними кубічними (ГЦК) ґратками можна віднести до пластичних матеріалів, а метали з гексагональними щільноупакованими (ГЦУ) та об'ємоцентричними кубічними (ОЦК) ґратками – до напівкрихких. Однак на поведінку таких металів значною мірою впливають домішки.

Вид руйнування залежить від багатьох факторів – складу матеріалу, його структурного стану тощо. Наприклад, характерною особливістю вольфраму, що відрізняє його від інших металів, є висока внутрішньокристалічна міцність при дуже слабкому зчепленні між окремими зернами. Після кування й волочіння вольфрам набирає волокнистої структури. Цим пояснюється, наприклад, гнучкість вольфрамових ниток. Крім того, при зменшенні товщини вольфрамового дроту значно збільшується границя міцності при розтягуванні й відносне подовження. При нагріванні тягненого вольфраму до високих температур починається процес рекристалізації. Волокниста структура поступово зникає, і вольфрам стає крихким.

Крім того, вид руйнування суттєво залежить від температури. Для багатьох металів, насамперед для тих, що мають об'ємоцентричні кубічні або гексагональні ґратки, в'язке руйнування при високій температурі з її зниженням перетворюється на крихке, тобто при певних температурах змінюється механізм руйнування. Це явище отримало назву *холодноламкості*.

Холодноламкість – крихкість матеріалу при зниженні температури.

Холодостійкість – здатність матеріалу опиратися руйнуванню при низьких температурах.

Перехід від в'язкого руйнування до крихкого пов'язаний не тільки з властивостями матеріалу, а й з конструктивними особливостями деталі, технологією виготовлення та умовами експлуатації.

Підвищення крихкості матеріалу характеризується зменшенням ударної в'язкості, роботи розвитку тріщини, підвищенням порога холодноламкості, а також зниженням пластичності.

Для надійної роботи конструкції необхідно, щоб робоча температура була вищою за поріг холодноламкості (температура в'язко-крихкого переходу $T_{кр}$).

На поріг холодноламкості впливають такі фактори: конструктивні особливості деталі (концентратори напружень, різнотовщинність, отвори); розмір елементів конструкції; залишкові напруження, що виникають при механічному або термічному обробленні; характер та інтенсивність

навантаження; температурний режим експлуатації; навколишнє середовище (корозія, поверхнево-активні речовини тощо); зміни, що відбуваються в матеріалі в процесі експлуатації.

Наприклад, на поріг холодноламкості сталі впливають уміст вуглецю, легувальні елементи, шкідливі домішки, характер структури, кількість, вид і форма неметалічних включень, які є концентраторами напружень, розмір зерна.

На температуру в'язко-крихкого переходу значно впливає швидкість навантаження: чим більше швидкість, тим вища температура $T_{кр}$. Циклічне навантаження приводить до значного підвищення порога холодноламкості; температура $T_{кр}$ підвищується під дією агресивного середовища; на механічні властивості впливають поверхнево-активні речовини, які підвищують поверхневу енергію, збільшуючи схильність матеріалу до крихкого руйнування; на властивості матеріалу значно впливають і радіаційні пошкодження.

Руйнування зазвичай відбувається після певного напрацювання й значною мірою пов'язане з накопиченням мікрodefектів, головним чином мікроскопічних тріщин у процесі експлуатації.

5. ФІЗИЧНА ПРИРОДА ПРУЖНОСТІ

5.1. Пружність

Пружність – властивість макроскопічних тіл опиратися зміненню їх об'єму або форми під впливом механічних напружень, зумовлена збільшенням внутрішньої енергії тіла, а не розсіянням енергії (унаслідок внутрішнього тертя) або зниженням ентропії.

Пружні властивості матеріалу характеризуються модулями пружності, фізичний зміст яких стає зрозумілим при розгляді елементарних типів напруженого стану твердого тіла: одностороннього нормального напруження, чистого зсуву та всебічного нормального напруження. Для кожного з цих станів напруження дорівнює добутку відповідної деформації на модуль пружності.

Односторонньому нормальному напруженню σ , що виникає при простому розтягуванні (стисканні), відповідає модуль поздовжньої пружності E (модуль Юнга), який характеризує здатність матеріалів опиратися деформації розтягування:

$$E = \sigma / \varepsilon , \quad (5.1)$$

де σ – нормальне напруження; ε – відносне подовження, спричинене цим напруженням.

Напруженому стану чистого зсуву відповідає модуль зсуву G , який визначає здатність матеріалу опиратися зміненню форми при збереженні його об'єму:

$$G = \tau/\gamma, \quad (5.2)$$

де τ – дотичне напруження; γ – кут зсуву.

Всебічному нормальному напруженню σ , що виникає при гідростатичному тиску, відповідає модуль об'ємного стиснення (об'ємний модуль пружності), який характеризує здатність матеріалу опиратися зміненню його об'єму, що не супроводжується зміненням форми:

$$K = \sigma/\Delta, \quad (5.3)$$

де $\Delta = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z$ – відносна зміна об'єму.

Модуль об'ємного стиснення, модуль Юнга E та модуль зсуву G зв'язані між собою співвідношенням (для ізотропних тіл)

$$K = E/(9 - 3E/G). \quad (5.4)$$

До сталих величин, що характеризують пружні властивості матеріалу, належить коефіцієнт Пуассона μ – абсолютне значення відношення величини поперечної деформації $\varepsilon_{\text{поп}}$ до його відносної поздовжньої деформації $\varepsilon_{\text{позд}}$:

$$\mu = -\varepsilon_{\text{поп}}/\varepsilon_{\text{позд}}. \quad (5.5)$$

В анізотропних тілах коефіцієнт Пуассона залежить від напрямку осей (тобто $\mu_x \neq \mu_y \neq \mu_z$). Коефіцієнт Пуассона зв'язаний з іншими модулями пружності, для більшості металів становить до 0,3 і зі збільшенням напружень зазвичай збільшується (при $\sigma = \sigma_T$ може дорівнювати 0,5).

5.2. Жорсткість матеріалу

Жорсткість матеріалу характеризується модулем пружності. Означення модуля пружності сформулював Томас Юнг. Відповідно до закону Гука зв'язок між навантаженням і спричиненим ним подовженням (або між напруженням і деформацією ε) є прямо пропорційним, тобто на будь-якому етапі навантаження матеріалу при його пружному поводженні відношення σ до ε є постійною величиною: $\sigma/\varepsilon = E$.

Модуль пружності залежить від енергії зв'язку між атомами в кристалі. Порівняно з ковалентними або йонними кристалами метали в більшості випадків мають менший модуль пружності, тому що енергія металевого зв'язку є меншою, ніж ковалентного або йонного.

Найчастіше зі збільшенням енергії зв'язку модуль пружності, як і температура плавлення, збільшується (табл. 5.1). Ця закономірність має кілька винятків. Наприклад, берилій має підвищений модуль пружності, що дає змогу використовувати його як матеріал підвищеної жорсткості.

Таблиця 5.1

Залежність модуля пружності й температури плавлення
від енергії міжатомного зв'язку

Метал	$E_{3\theta}$, кДж/г-атом	$T_{пл}$, °C	E , ГПа
Магній	151	650	45
Алюміній	232	660	72
Мідь	340	1083	121
Берилій	-	1284	310
Залізо	396	1539	214
Титан	419	1660	112
Цирконій	460	1852	70
Молібден	670	2625	334
Вольфрам	880	3410	420

Для монокристалів значення E , G та μ суттєво залежать від кристалографічного напрямку та змінюються у широких межах (табл. 5.2). У кристалах відстань між атомами в різних кристалографічних напрямках є різною, тому різними є й властивості (див. розд. 1). Властивості полікристалічних матеріалів займають проміжне положення в інтервалах значень для монокристалів.

Таблиця 5.2

Модулі пружності та зсуву для різних металів

Тип ґратки	Метал	Модуль нормальної пружності, ГПа			Модуль зсуву, ГПа		
		Монокристали		$E_{полікр}$	Монокристали		$G_{полікр}$
		E_{max}	E_{min}		G_{max}	G_{min}	
ГЦК	Алюміній	77	64	72	29	25	27
	Мідь	194	68	121	77	31	44
	Срібло	117	44	80	44,5	19,7	27
	Золото	114	42	81	41	18	28
ОЦК	Залізо	290	135	214	118	61	84
ГЦУ	Магній	51,4	43,7	45	18,4	17,1	18
	Цинк	126,3	36,5	100	49,7	27,8	37
	Кадмій	83	28,8	51	25,1	18,4	22

Модулі пружності змінюються при зміні хімічного складу, після термічного оброблення, кування, прокатки тощо. Наприклад, для сталі $E = 200...220$ ГПа, $G = 81...85$ ГПа, а для білого чавуну $E = 115...160$ ГПа, $G = 45$ ГПа; для міді $E = 121$ ГПа, $G = 40$ ГПа, а для латуні $E = 91...99$ ГПа, $G = 35...37$ ГПа.

У феро-, фері- та антиферомагнетиках спостерігається відхилення від закону Гука, пов'язане з явищем механострикції. *Механострикція* – це

додаткова пружна деформація, що виникає у феро-, фері- та антиферомагнітних тілах під час прикладання механічних напружень. Механострикція виникає через те, що внаслідок магнітострикції механічні напруження, навіть якщо немає магнітного поля, спричиняють перерозподіл напрямків мимовільної намагніченості доменів. Цей процес супроводжується зміненням розмірів тіла. Загальна деформація феромагнетика при впливі на нього зовнішніх сил складається з пружномеханічної ε_0 і механострикційної ε_m деформацій. Модуль нормальної пружності таких матеріалів визначають за формулою

$$E = \sigma / (\varepsilon_0 + \varepsilon_m) , \quad (5.6)$$

тобто модуль пружності зменшується внаслідок додаткової деформації феромагнітної природи (ΔE -ефект):

$$E = E_0 - E. \quad (5.7)$$

Відхилення від закону Гука можна спостерігати в магнітом'яких матеріалах (наприклад, у відпаленому нікелі).

У всіх твердих тілах, у тому числі й металах (за винятком деяких феромагнітних матеріалів), модуль пружності при нагріванні зменшується через зменшення енергії міжатомних зв'язків. Характер змінення модуля пружності при нагріванні визначає *температурний коефіцієнт модуля пружності (термопружний коефіцієнт)*.

У табл. 5.3 наведено дані, що свідчать про вплив температури на модулі пружності для вуглецевої сталі.

Таблиця 5.3

Модулі пружності вуглецевої сталі при різній температурі

Модулі пружності	Температура, °C			
	20	100	300	500
E , ГПа	213,5	210	198	179
G , ГПа	84	81,5	75	64

В *елінварних* сплавах (сплавах системи $Fe - Ni$) спостерігається аномалія в змінненні модуля пружності при нагріванні, що змінюється дуже незначно. Природа аномальності змінення модуля пружності при нагріванні має феромагнітне походження й пов'язана з явищем механострикції. Застосування елінварних сплавів для виготовлення пружних елементів і пружин точних приладів і механізмів забезпечує малу температурну похибку приладу в умовах експлуатації.

У деяких випадках, коли, наприклад, необхідним є збереження точних розмірів і форми деталей, матеріали повинні мати великий модуль пружності. Можливою є протилежна вимога, коли, наприклад, для пружин і мембран важливо забезпечити великі пружні деформації. У цьому випадку матеріал повинен мати велику границю пружності й малий модуль пружності.

5.3. Стисливість твердих тіл

Стисливість (об'ємна пружність) є оберненою величиною до відносної зміни об'єму під дією гідростатичного (всебічного) тиску, тобто є мірою можливості більш щільного розташування атомів.

Кількісно стисливість описується модулем об'ємного стиснення (об'ємної пружності) $K = -V(dP/dV)$ або коефіцієнтом стисливості $\chi = (-1/V) (dV/dP)$, де P – тиск; V – об'єм.

При невеликих значеннях P (до 10^3 МПа) всебічну деформацію твердого тіла можна вважати пропорційною гідростатичному тиску.

Стисливість безпосередньо пов'язана з характером міжатомної взаємодії в кристалах різних типів (металевих, іонних, ковалентних тощо) і є величиною, обернено пропорційною силам зв'язку між атомами в кристалі. Значним міжатомним зв'язкам у кристалічній ґратці відповідають низькі значення стисливості. Серед металів найнижчою стисливістю характеризуються перехідні метали (табл. 5.4).

Зазвичай стисливість твердих тіл зменшується зі збільшенням тиску P (аномальну зміну χ мають кварцове скло та церій) і збільшується при підвищенні температури.

При $P \sim 10^4$ МПа густина ρ збільшується в середньому на 15...25 % для окремих речовин, наприклад для лужних металів $\Delta\rho \sim 40$ %, для більшості інших металів не перевищує 6...15 %.

Таблиця 5.4

Відносна зміна об'єму $\Delta V/V_0$ деяких речовин при температурі 20 °С ($V_0 = 1$ при $P = 0,1$ МПа)

P , МПа	Mo	Cu	Al	Pb	Кварц	NaCl	S	Se	Na
1000	0,004	0,007	0,013	0,02	0,024	0,04	0,08	0,09	0,12
2000	0,007	0,014	0,025	0,04	0,045	0,07	0,13	0,15	0,18
3000	0,01	0,02	0,036	0,06	0,063	0,09	0,16	0,19	0,23
10000	0,03	0,06	0,1	0,15	0,132	0,21	0,27	0,3	0,4

Стисливість анізотропних речовин залежить від кристалографічних напрямків, причому стисливість речовин з сильною анізотропією (графіту, Zn, Cd, Bi тощо) уздовж осі зі слабкою атомною взаємодією може у багато

разів (8–10 і більше) перевищувати стисливість уздовж осі з сильнішим зв'язком. Зміна параметра ґратки в напрямку сильного зв'язку може бути навіть додатною (рис. 5.1). Найменшу стисливість має алмаз (при 20 °С $\Delta V/V_0 \approx 0,005$), серед металів – Re та Ir ($\Delta V/V_0 \approx 0,008$).

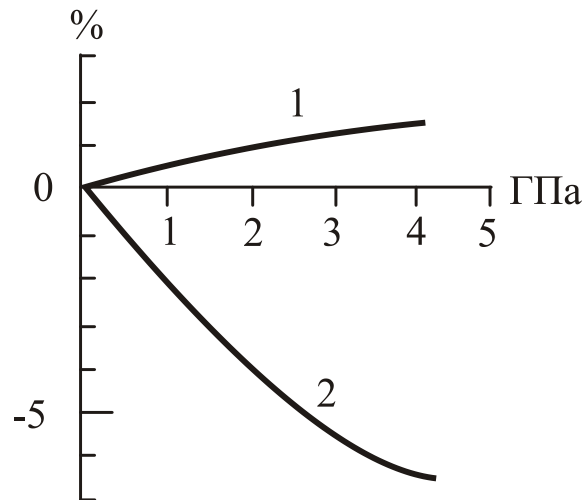


Рис. 5.1. Лінійна стисливість T_i : 1 – додатна $\Delta c/c > 0$; 2 – від'ємна $\Delta a/a < 0$, де a і c – параметри гексагональної ґратки

Можна зробити такі висновки:

1. Модулі пружності матеріалу насамперед залежать від енергії зв'язку між атомами в кристалі. Найчастіше зі збільшенням енергії зв'язку модулі пружності збільшуються.

2. Значення E , G та μ для монокристалів суттєво залежать від напрямку, тому що в кристалах відстань між атомами в різних кристалографічних напрямках різна, отже, різні й пружні характеристики.

3. При зміні хімічного складу матеріалу після термічного оброблення, кування, прокатки тощо модуль пружності змінюється.

4. Модуль пружності залежить від температури всіх твердих тіл (за винятком деяких феромагнітних матеріалів). Модуль пружності при нагріванні зменшується через зменшення енергії міжатомних зв'язків.

6. ФІЗИЧНА ПРИРОДА МІЦНОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ

6.1. Міцність та пластичність

Серед механічних властивостей матеріалу найважливішою є *міцність*, підвищення якої при достатньому запасі пластичності та в'язкості приводить до підвищення надійності та довговічності конструкції.

Міцність – це здатність матеріалу опиратися деформації та руйнуванню.

Пластичність – це властивість матеріалу необоротно змінювати свої

розміри та форму без руйнування.

Міцність – властивість, що залежить від енергії міжатомного зв'язку, хімічного складу та структури матеріалу.

Розрізняють теоретичну й технічну міцність.

Теоретична міцність – це міцність, розрахована виходячи із сил взаємодії частинок, з яких складається тверде тіло, причому структура тіла розглядається як ідеальна, що не містить жодних дефектів. Для оцінювання теоретичної міцності при одночасному розриві всіх міжатомних зв'язків можна скористатися формулою

$$\sigma_{теор} = 0,1 E , \quad (6.1)$$

де E – модуль Юнга, або

$$\sigma_{теор} = G/2\pi , \quad (6.2)$$

де G – модуль зсуву.

Реальна (технічна) міцність зазвичай є на 2-3 порядки меншою від теоретичної і визначається не стільки міжатомними силами, скільки структурою матеріалу.

Міцність є структурно-чутливою властивістю і значною мірою визначається наявністю та рухливістю дислокацій.

Рухливість дислокацій визначає рівень характеристик міцності. Виокремлюють п'ять основних факторів, що впливають на гальмування дислокацій: сила тертя ґратки (сила Пайєрлса – Набарро), атмосфери домішкових атомів, інші дислокації, межі зерен (субзерен), дисперсні частинки.

Високу міцність, близьку до теоретичної, мають матеріали з правильною кристалічною будовою (рис. 6.1, точка a). У цьому випадку зсув відбувається внаслідок одночасного групового зміщення однієї частини кристала відносно іншої. Так, наприклад, ниткоподібні кристали («вуса») практично не містять дислокацій і мають міцність, близьку до теоретичної (табл. 6.1).

З появою невеликої кількості дислокацій міцність різко знижується (у 100–1000 разів) (ділянка bc), тому що на шляху дислокацій немає перешкод, що гальмують їх рух. Однак при збільшенні щільності дислокацій вище за критичну (точка c) ($10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$) міцність матеріалу підвищується. Це пов'язано з тим, що взаємодія, яка виникає при цьому між дислокаціями, гальмує їх подальше переміщення (ділянка cd).

Силкові поля навколо дислокацій є ефективними бар'єрами для інших дислокацій, чим більшою є щільність дислокацій, тим більшим є опір пластичному деформуванню.

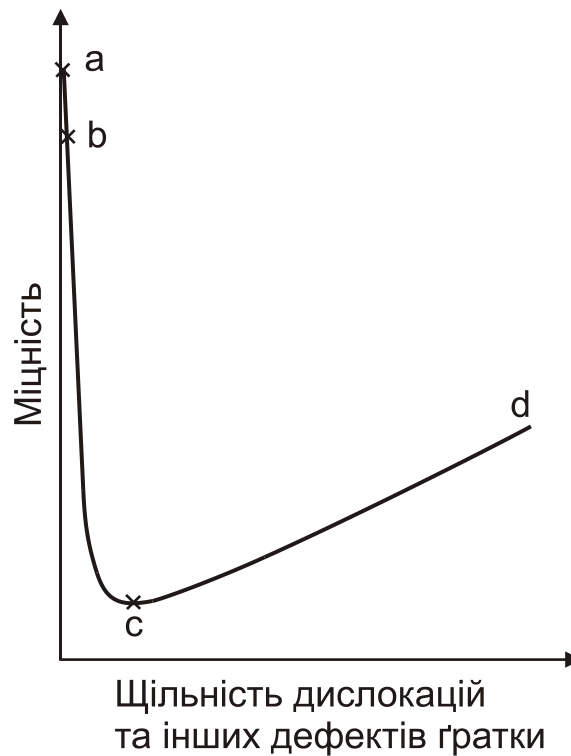


Рис. 6.1. Залежність міцності від щільності дислокацій

Технічна міцність і міцність ниткоподібних кристалів деяких металів

Таблица 6.1

Метал	$\sigma_{в. н.кр.}$, МПа	$\sigma_{в. техн.}$, МПа
Залізо	13000	300
Мідь	3000	260
Цинк	2250	180

Таким чином, існують два основні шляхи підвищення міцності: перший – отримання металів і сплавів з бездефектною структурою; другий – створення такого структурного стану, коли забезпечується максимальне блокування дислокацій, для чого застосовуються легування, пластичне деформування, термічне, термомеханічне й хіміко-термічне оброблення (рис. 6.2).

Підвищення міцності цими методами ґрунтується на кількох структурних факторах:

- 1) збільшення щільності дислокацій;

2) створення бар'єрів, що ускладнюють рух дислокацій, таких як межі зерен, субзер, дисперсні частинки;

3) утворення полів пружних напружень, що спотворюють кристалічну ґратку.

Такі поля утворюються головним чином поблизу атомів легувальних елементів. Зміцнення при легуванні підвищується пропорційно концентрації легувального елемента в твердому розчині та відносній різниці атомних радіусів компонентів.

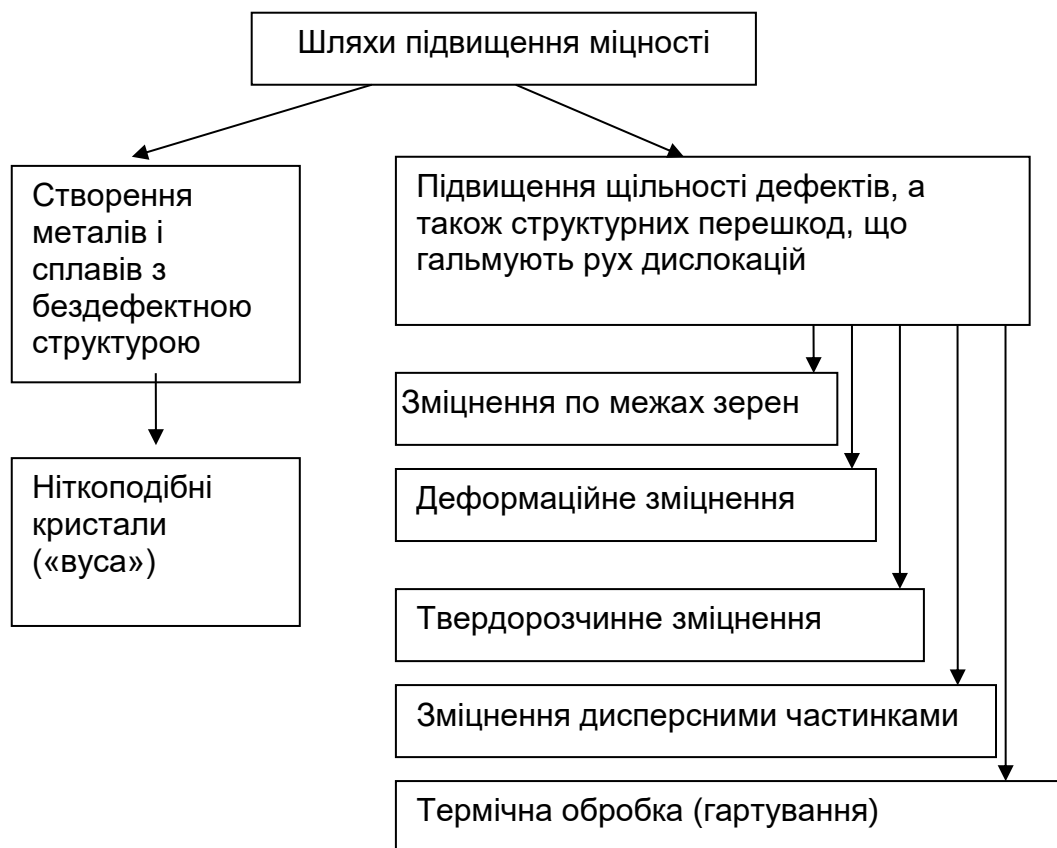


Рис. 6.2. Шляхи підвищення міцності

6.2. Зміцнення деформаційне

Зміцнення металу в процесі пластичного деформування (*наклеп*) пояснюється збільшенням кількості дефектів кристалічної будови. Усі дефекти кристалічної будови ускладнюють рух дислокацій, отже, підвищують опір деформації та знижують пластичність (рис. 6.3). Найбільше значення має збільшення *щільності дислокацій*, тобто взаємодія, що виникає між ними при цьому, гальмує їх подальше переміщення. Кількісно дислокаційне зміцнення можна виразити залежністю

$$\Delta\sigma_{\partial} = \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (6.3)$$

де G – модуль зсуву матриці металу; b – вектор Бюргерса; ρ – щільність дислокацій; α – коефіцієнт зміцнення, що залежить від типу ґратки і складу сплаву.

Крім того, у процесі деформації відбувається подрібнення зерен і блоків. Природа процесу подрібнення структури металів при деформації може бути різною залежно від кристалічної будови та умов деформування.

Зі зменшенням розміру блоків і зерен і з посиленням їх розорієнтації опір деформуванню збільшується.

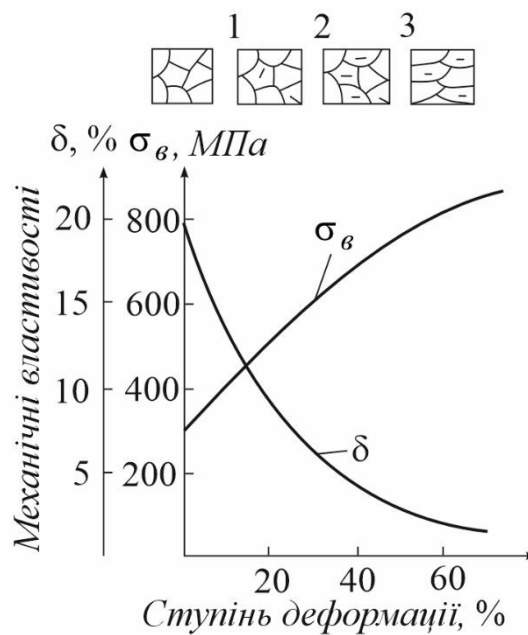


Рис. 6.3. Залежність міцності й відносного подовження від ступеня деформації

6.3. Зміцнення по межах зерен

Матеріали, що використовуються в техніці, зазвичай є полікристалами, що складаються з великої кількості зерен. Їх межі мають величезну довжину. Зерна поділяються на блоки (або субзерна), повернені один до одного на кути в межах часток градусів (див. розд. 1).

Мікроструктура однофазного матеріалу характеризується тільки величиною зерен, їх формою й орієнтацією. Ці параметри взаємозв'язані, тому що форма зерна та його величина визначаються зростанням зерна. Крім того, форма зерна зазвичай залежить від його орієнтації у процесі зростання.

Зазвичай зерна є неоднаковими за розмірами й мають неправильну

форму (рис. 6.4, а). Унаслідок швидкого росту найбільш сприятливо орієнтованих кристалів може виникнути краща орієнтація зерен, як показано на рис. 6.4, б. Отримання такої структури є важливим, коли необхідно забезпечити анізотропію властивостей матеріалу (пружних, магнітних тощо).

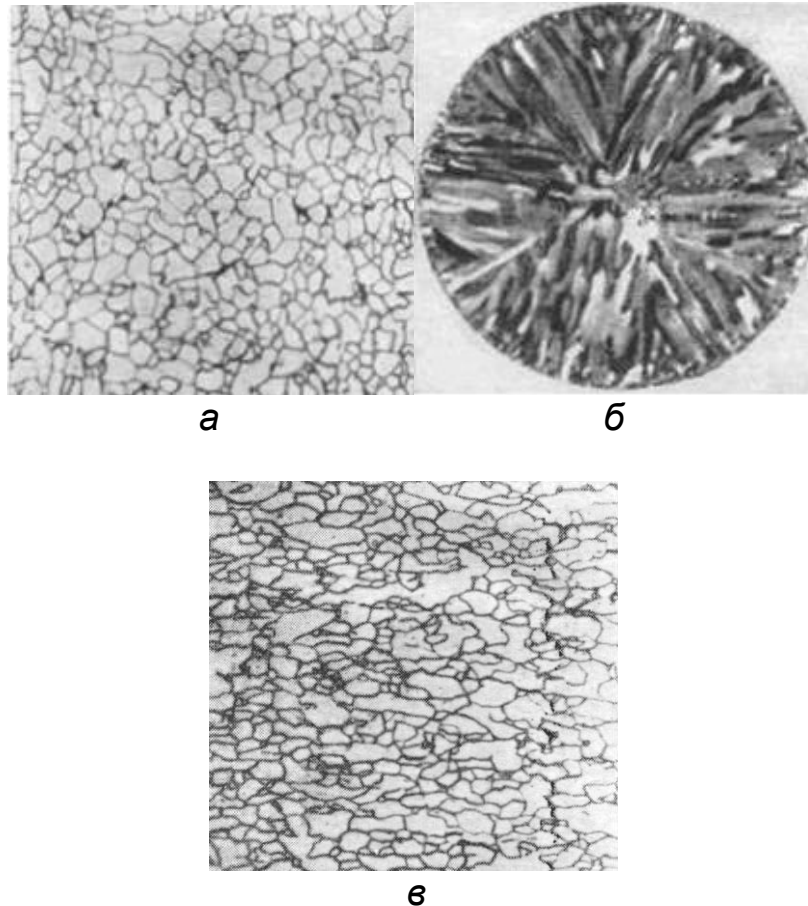


Рис. 6.4. Форма зерен

Мікроструктури багатофазних матеріалів різняться не тільки за розміром, формою й орієнтацією зерен, а й за відносною кількістю та взаємним розташуванням двох або більше наявних фаз.

Розглянемо докладніше розмір, форму й розподіл окремих фаз.

Енергія міжфазної межі, як і енергія межі зерна, є рушійною силою, що забезпечує ріст зерна в багатофазних сплавах, що відбувається з часом при підвищених температурах. Проте процеси росту зерна в багатофазних сплавах відбуваються повільніше, ніж в однофазних. Це пов'язано з тим, що цей процес складається з таких стадій: розчинення частинок малого розміру; дифузія й повторне виділення на більших частинках.

На взаємне розташування двох різних фаз значно впливає енергія їх меж. Якщо енергія міжфазної межі є малою, то друга фаза буде витягнутою вздовж меж зерен першої, а якщо великою – зосередженою біля вершин. Наслідки, до яких приводить така відмінність у розподілі фаз,

очевидні, коли одна з фаз є крихкою.

Зі зменшенням розміру зерен (якщо їх форма є випадковою, а орієнтація хаотичною) опір пластичній деформації збільшується.

Залежність пластичної деформації від величини зерен можна пояснити впливом меж зерен на рух дислокацій. Форма зерна також впливає на властивості. Як приклад розглянемо властивості сталі однакового складу, але з різною формою карбідних частинок (сфероїдальної та пластинчастої). У першому випадку, коли тверді крихкі зерна карбіду ізольовані, сталь є більш пластичною і в'язкою, ніж сталь з пластинчастою структурою, у якій карбідні пластини утворюють майже безперервний шлях, яким може відбуватися руйнування металу (рис. 6.5, 6.6).

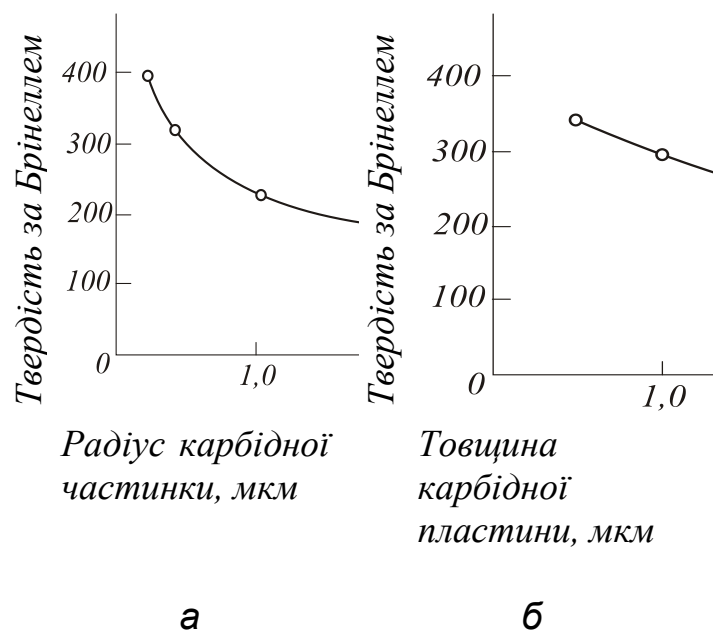


Рис. 6.5. Залежність твердості від величини зерна сталі, що містить 0,8 % С:
а – сфероїдальні частинки твердої фази (зернистий перліт);
б – пластинчаста тверда фаза у відпаленій сталі (пластинчастий перліт)

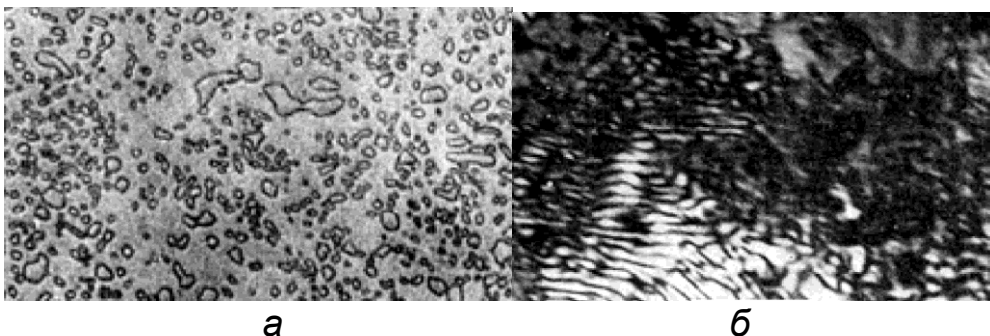


Рис. 6.6. Зернистий (а) і пластинчастий (б) перліт (х 2000)

Таке спрощене порівняння може бути основою аналізу відмінності властивостей. Сплав, у мікроструктурі якого є сфероїдальні частинки

другої фази, характеризується більш високою в'язкістю, тому що траєкторія руйнування має проходити як через крихкі частинки карбідів, так і через в'язкий, здатний легко деформуватися ферит. Така сталь також пластичніша, тому що є велика можливість для пластичної деформації та поглинання енергії деформації вздовж траєкторії імовірного руйнування.

Межі зерен і субзерен виконують функції ефективного бар'єра під час руху дислокацій. Дислокації зупиняються біля цих меж, оскільки в сусідніх зернах площина ковзання має іншу орієнтацію (рис. 6.7, 6.8).

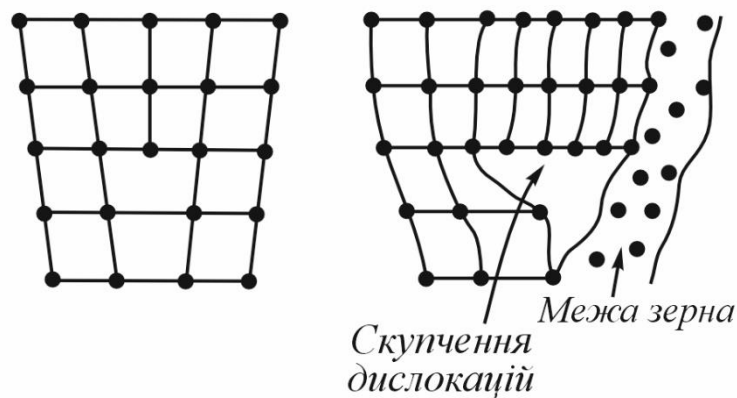


Рис. 6.7. Гальмування дислокацій на межах зерен

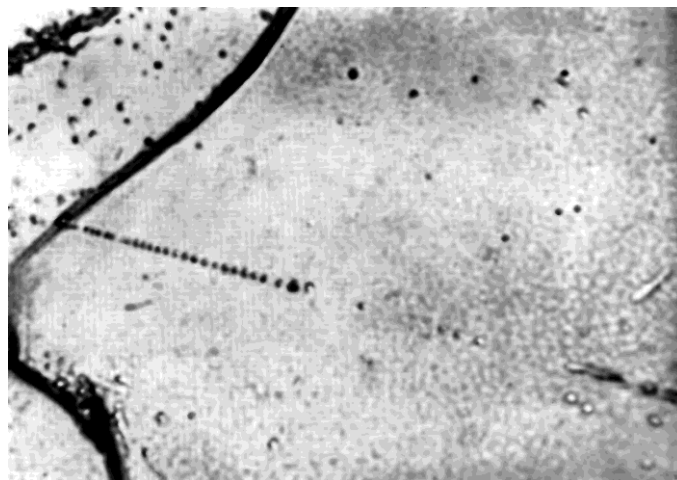


Рис. 6.8. Скупчення дислокацій біля межі зерна α -латуні ($\times 2000$)

Підвищення міцності при зменшенні розміру зерна (або субзерна) описується рівнянням Холла – Петча

$$\sigma_T = \sigma_0 + k d^{-1/2}, \quad (6.4)$$

де σ_T – границя міцності металу; σ_0 – напруження, необхідне для переміщення дислокації в певному металі без урахування гальмувального впливу меж зерен (приблизно за σ_0 можна брати границю плинності

монокристала); k – коефіцієнт, що характеризує міцність блокування дислокації; d – розмір зерна (субзерна) (рис. 6.9).

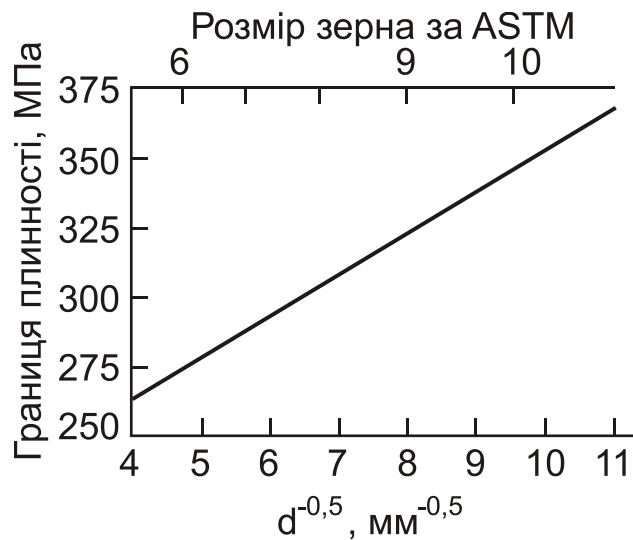


Рис. 6.9. Залежність границі плинності від розміру зерна для сталі при кімнатній температурі

Гальмувальний вплив меж на рух дислокацій залежить від кута розорієнтації сусідніх зерен. Малокутові межі несуттєво впливають на гальмування дислокацій на відміну від середньо- та висококутових меж. Ковзна дислокація гальмується біля цих меж, оскільки в сусідніх зернах площина ковзання має іншу орієнтацію. Аналогічна ситуація і на міжфазних межах.

Докладніше розглянемо взаємодію дислокацій та поверхні поділу. У чистих металах елементами мікроструктури є зерна, а субмікроструктури – блоки. При гальмуванні й зупиненні дислокацій по межах блоків і зерен, а також при подоланні дислокаціями цих перешкод діють три основні фактори: перший фактор можна назвати *дислокаційним*, тому що визначається характером взаємодії рухливих дислокацій з нерухливими дислокаціями на межі; другий – *геометричним*, оскільки обумовлений кутом повороту площин ковзання при переході межі; третій – *фактором жорсткості*, тому що можливість виходу дислокацій на межу залежить тією або іншою мірою від пружних характеристик сусідніх структурних складових.

Відносне значення кожного з цих факторів визначається природою сусідніх ділянок, між якими є поверхня поділу.

Дислокаційний фактор. Розглянемо взаємодію дислокацій з межами блоків і зерен. У недеформованому металі межі блоків – це перешкоди, що виникають на шляху дислокацій. Переміщення дислокацій у межах блока є актом пластичної деформації. Перед межею блока дислокації загальмовуються, тому що для їх подальшого переміщення потребуються

більші напруження. Накопичення таких дислокацій поблизу межі чинить значний тиск на межові дислокації, унаслідок чого можуть виникнути нові дислокаційні петлі.

Таким чином, зсуви, що відбуваються в сусідніх блоках, пояснюються або продовженням руху загальмованих перед межею дислокацій, або рухом нової дислокаційної петлі, витисненої з межі дислокаціями, що підійшли.

Будова малокутових меж зерен не відрізняється від будови меж блоків, і дислокації взаємодіють із ними аналогічно.

Важливо, що чим складніше будова межі, тим сильніше гальмування дислокацій, оскільки неминучою стає велика кількість межових дислокацій.

Зовсім інша картина виникає при взаємодії дислокацій, що рухаються, з висококутовою або міжфазною межею. У цьому випадку не можна казати про вплив на гальмування дислокаційного фактора, тому що при великому куті повороту зерен межа не має дислокаційної будови, а являє собою область з розупорядкованим розташуванням атомів. При цьому головну роль у зміцненні відіграватиме геометричний фактор.

Геометричний фактор. Дія геометричного фактора при гальмуванні дислокацій поверхнями поділу визначається кутом повороту площин ковзання на межі суміжних блоків.

Оскільки суміжні блоки по-різному орієнтовані відносно напрямку зовнішніх сил, величина дотичних напружень, що діють уздовж площин ковзання в сусідніх блоках, є різною. Найбільше напруження зсуву буде в тих площинах, для яких кут нахилу до напрямку зовнішньої сили близький до 45° . Якщо в цих площинах напруження зсуву набуває критичної величини, достатньої для переміщення дислокації, то в сусідньому блоці, де площини розташовані відносно напрямку зовнішнього навантаження під іншим кутом, величина напруження зсуву є значно меншою. Тому дислокація, що вийшла на межу, загальмовується, і для її подальшого руху необхідно підняти рівень напруження зсуву, тобто збільшити зовнішнє навантаження, що свідчить про збільшення опору деформації матеріалу. Чим більша розорієнтація сусідніх блоків, тим значніша різниця величин напруження, що діють по їх площинах, і тим більш різке збільшення зовнішнього навантаження потребується для продовження руху в блоці, сусідньому зі сприятливо орієнтованим. Таке уявлення про вплив ступеня розорієнтації на опір деформації добре підтверджується експериментально.

Фактор жорсткості. Вплив фактора жорсткості під час гальмування дислокацій поверхнею поділу визначається пружними характеристиками сусідніх структурних складових.

Зсув у блоці, сприятливо орієнтованому відносно зовнішнього

навантаження, не обов'язково супроводжується усуненням у сусідніх блоках іншої орієнтації. Оскільки блоки нерозривно зв'язані між собою, сусідні блоки перешкоджатимуть зміні форми блока, що деформується. Тому для зміщення в блоці, що деформується, потребується додаткова робота, величина якої залежить від пружності матеріалу. Чим вище жорсткість структурних складових, більше модуль пружності, тим більша робота потребується для того, щоб відбулося зміщення в блоці, що деформується. Чим різкіше виражена неоднорідність деформації, тобто чим більша різниця у величині й напрямку деформації по елементах структури, тим більше впливає фактор жорсткості, тим сильніше гальмування дислокацій і тим, відповідно, більше зміцнення.

Неоднорідність деформації виявляється в разі сильної розорієнтації зерен або якщо в структурі є різні за природою складові. Поширення зсуву в матеріалі за наявності висококутових або міжфазних меж відбувається лише внаслідок переміщення до структурних складових «власних» дислокацій.

Оскільки зміщення безперервно поширюються від зерна до зерна, то, очевидно, існує особливий механізм утворення «власних» дислокацій у сусідніх зернах, які забезпечують наступність зсувів. Це дуже важливе питання. Проте нині немає досить чіткого уявлення про фізичну картину зародження «власних» дислокацій в умовах, коли має дотримуватися наступність зміщень у сусідніх зернах.

Розмір зерна можна регулювати в процесі кристалізації, змінюючи швидкість охолодження або вводячи модифікатори, застосовуючи легування, термічне або термомеханічне оброблення.

Для забезпечення високої міцності бажано отримати дрібнозернисту структуру. Для цього необхідно, щоб у розплаві виникло якнайбільше центрів кристалізації. У процесах зародження істотну роль відіграє швидкість охолодження, тому що утворення центрів кристалізації відбувається не одночасно у всьому розплаві. Це пов'язано з тим, що не вся рідина має однакову температуру і не всі центри кристалізації утворюються при одному й тому ж ступені переохолодження. Кристали, що утворилися, будуть рости доти, доки не зіштовхнуться з іншими. При великій швидкості охолодження значна кількість наявних у розплаві частинок може стати центрами кристалізації.

Додавання до розплаву модифікаторів дає змогу змінювати процес зародження кристалів. На рис. 6.10 показано, як змінюються властивості при модифікуванні. Для модифікування алюмінієвих сплавів як модифікатори застосовуються титан, ванадій, магнієвих – магнезит, крейда, сталей – алюміній, ванадій, титан. Бор використовується як поверхнево-активний модифікатор для деяких сплавів на основі нікелю, заліза, а магній – для чавуну.

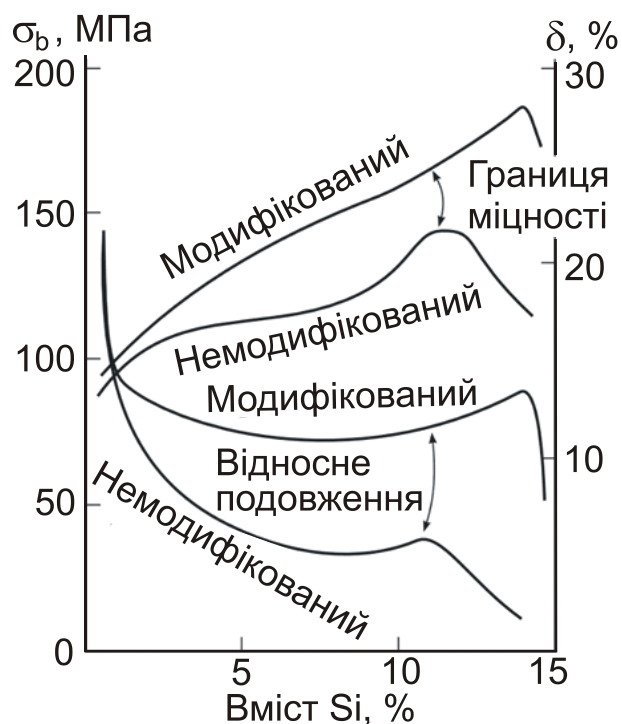


Рис. 6.10. Підвищення міцності та пластичності сплавів Al – Si при модифікуванні

Ще одним методом впливу на структуру литого металу є вібрування виливки під час кристалізації, що приводить до утворення дрібнозернистої структури. Вібрація сприяє збільшенню кількості центрів кристалізації.

Механізм зміцнення по межах зерен дає змогу одержати при заданому рівні міцності високі значення тріщиностійкості. Це пояснюється зменшенням розмірів зародкових тріщин та утрудненням їх розвитку. При переході від одного зерна до іншого напрямок руху тріщини змінюється, що приводить до збільшення її траєкторії та опору руху.

Таким чином, можна зробити такі висновки:

1. У тих випадках, коли дислокації можуть долати межі блоків або малокутові межі зерен, поверхні поділу чинять сильну гальмівну дію.
2. У більшості випадків межі зерен є непереборними перешкодами для дислокацій.
3. Посилення розорієнтації суміжних зерен підвищує зміцнювальну дію їх меж внаслідок підвищення ролі геометричного фактора та впливу жорсткості.
4. Чим дрібніші блоки і зерна, тим більша протяжність поверхонь поділу і тим більший ефект.

6.4. Зміцнення дисперсійне

Теорія зміцнення металів дисперсними частинками впливає з розгляду взаємодії дисперсних частинок з дислокаціями, що рухаються.

Дисперсні включення можуть бути перешкодами, що затримують рух дислокацій. Дислокація, що рухається, може подолати цю перешкоду, обійшовши її в площині ковзання. Подолати перешкоди таким шляхом дислокації можуть тільки при підвищеному рівні напруження, тому що на збільшення довжини дислокації при її згині й утворення петлі потребуються енергетичні витрати. Очевидно, чим більше перешкод буде на шляху дислокації, тим більше напруження потребуватиметься для її переміщення, оскільки останнє супроводжується утворенням більшої кількості згинів і петель. Якщо рівень напруження є недостатнім, то дислокація зупиниться перед перешкодою. Під час руху крайової дислокації за механізмом ковзання під впливом прикладеного напруження їй доводиться долати поле напружень, що періодично змінюється вздовж фронту рівномірно розподілених частинок. Якщо відстань між частинками є набагато більшою за їх радіус, то складова поля напружень у проміжках між частинками має мінімальне значення і дислокація може згинатися, набуваючи хвилеподібної форми, а потім долати частинки за механізмом, подібним до механізму розмноження Франка – Ріда (модель Орована) (рис. 6.11).

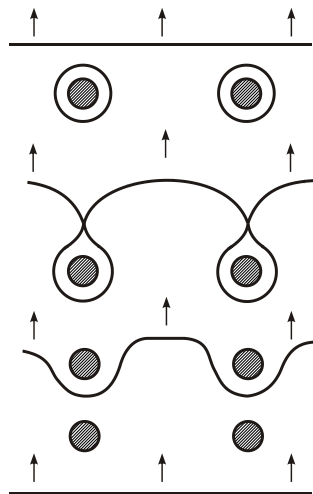


Рис. 6.11. Схема обходу частинок дислокаціями в площині ковзання за моделлю Орована

Ефективність зміцнювальної дії частинок другої фази є максимальною, якщо розмір зміцнювальних частинок не перевищує 0,01...0,05 мкм, а середня відстань між зміцнювальними частинками становить 0,1...0,5 мкм при їх рівномірному розподілі в матриці (рис. 6.12).

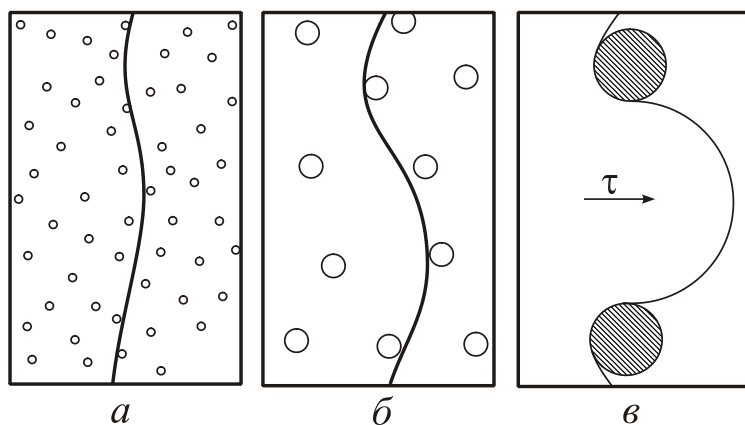


Рис. 6.12. Взаємодія між дислокаціями та дисперсними частинками

Зміцнення дисперсними частинками може бути реалізовано при старінні та створенні дисперсно-зміцнених матеріалів – композиційних матеріалів, зміцнювальною фазою яких є високодисперсні частинки, рівномірно розподілені в матриці.

Зміцнення при старінні. Старіння сплавів – змінення будови й властивостей металевих сплавів, що відбувається при розпаді пересиченого твердого розчину, що утворюється при гартуванні внаслідок зменшення розчинності легувальних елементів в металі при зниженні температури. На рис. 6.13 зображено процес старіння у сплаві Д1.

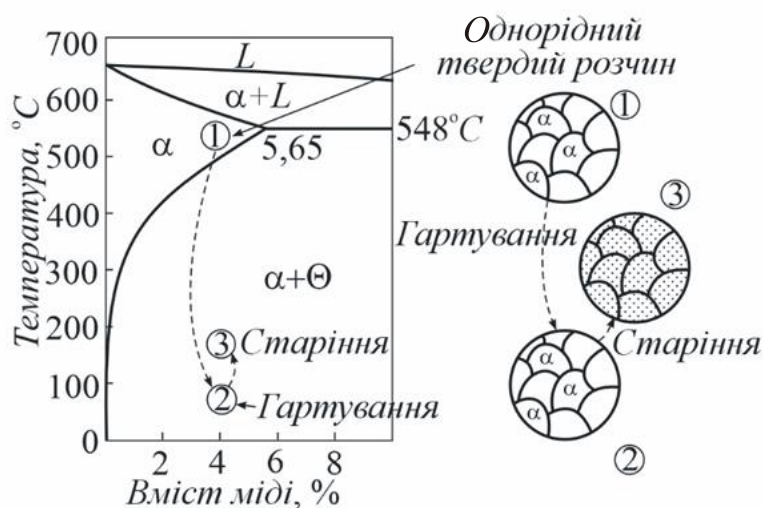


Рис. 6.13. Частина діаграми стану системи Al – Cu

Старіння може відбуватися або мимовольно в процесі тривалої витримки при кімнатній температурі (природне старіння), або при нагріванні (штучне старіння). Зазвичай старіння приводить до підвищення міцності та твердості сплавів при одночасному зниженні пластичності та ударної в'язкості (рис. 6.14).

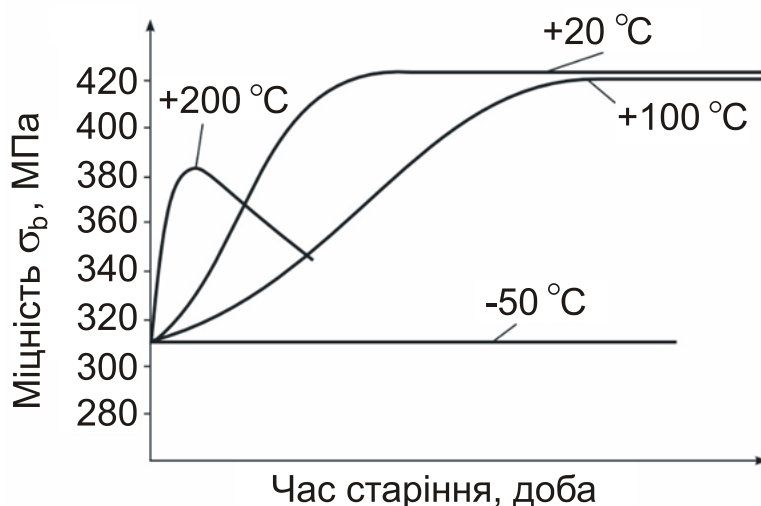


Рис. 6.14. Криві старіння дуралюміну Д1

Змінення структури сплавів при старінні приводить до утруднення переміщення дислокацій під час пластичної деформації, тобто до зміцнення металу (рис. 6.15).

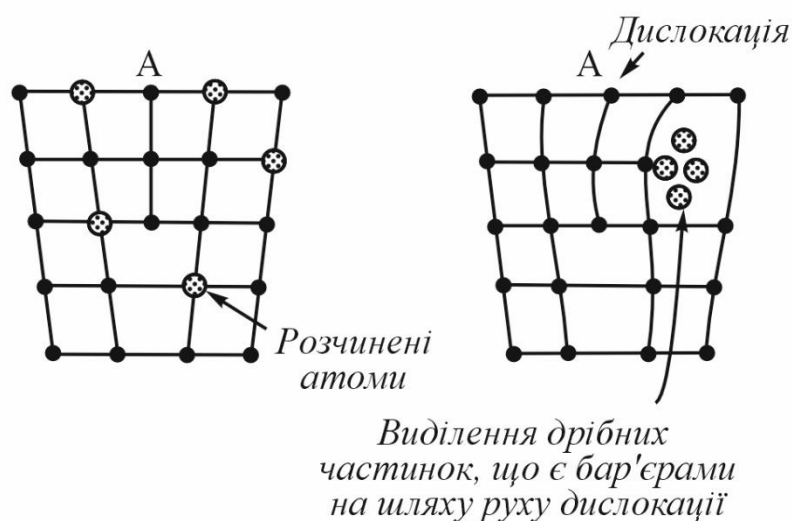


Рис. 6.15. Зміцнення сплаву при старінні

У разі достатньої витримки при підвищеній температурі старіння частинки нової фази набувають розмірів кілька мікронів і більше, сполученість цих частинок із матрицею повністю порушується, а властивості сплаву зазвичай повертаються до початкового стану (так зване перестаріння).

Дисперсно-зміцнені сплави принципово не відрізняються механізмом зміцнення від сплавів, що старіють. Основна відмінність між ними полягає в тому, що якщо в сплавах, що старіють, фазові

співвідношення визначаються фізико-хімічними процесами розпаду пересичених твердих розчинів, то в дисперсно-зміцнених сплавах фазові співвідношення задаються штучно в процесі отримання.

Створити у сплаві рівномірну дисперсію ультратонких частинок, що не взаємодіють з матрицею і є стабільними аж до температури її плавлення, можна лише штучно, застосувавши специфічні технологічні прийоми отримання сплавів. При цьому активна дія на структуру сплаву дає змогу в широких межах регулювати фізико-механічні властивості при незмінному хімічному складі.

З одного боку, невеликий об'ємний уміст зміцнювальних фаз (не вище 5...10 %) сприяє збереженню в дисперсно-зміцнених сплавах високої пластичності, властивій чистим металам і твердим розчинам, з іншого – дисперсно-зміцнені сплави мають високу жароміцність і жаростійкість. Метод дисперсійного твердіння дає змогу отримати матеріали, що поєднують переваги різних способів зміцнення металів.

6.5. Зміцнення твердорозчинне

При утворенні твердого розчину (див. розд. 1) підвищення границі плинності пов'язане з гальмуванням дислокацій полями пружних спотворень, що виникають у кристалічній ґратці через різні розміри атомів матриці й легувального елемента (рис. 6.16).

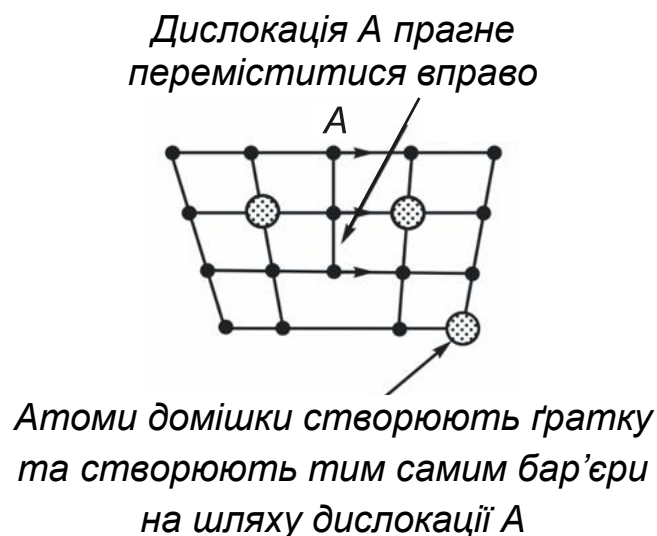


Рис. 6.16. Твердорозчинне зміцнення

Зміцнення при утворенні твердого розчину визначається залежністю $\Delta\sigma_{mp} = \beta G \varepsilon^m c$, де β – коефіцієнт, що залежить від характеру взаємодії атомів у ґратці; G – модуль зсуву матеріалу матриці сплаву; c – концентрація легувального елемента; ε – параметр розмірної невідповідності. Показник ступеня m залежно від узятого при розрахунках

моделі гальмування дислокацій змінюється від 1,3 до 2,0. Параметр розмірної невідповідності визначається формулою $\varepsilon = (r - r_0)/r_0$, де r_0 – розмір атома основного елемента; r – розмір атома домішки з урахуванням спотворення через різницю розмірів атомів.

Наприклад, при зміні концентрації компонентів у системі з необмеженою розчинністю компонентів опір пластичній деформації та електроопір проходять через максимум (рис. 6.17).

Процеси гальмування й закріплення дислокацій у твердих розчинах є складними та пов'язані з розміщенням атомів легувальних елементів у ґратці металу-основи. У твердих розчинах рідко спостерігається рівномірний розподіл чужорідних атомів, зазвичай вони утворюють невеликі скупчення. Одна з причин цього явища – виникнення між атомами певного виду більш міцних зв'язків. При цьому природно виникають ділянки, у яких накопичуються атоми саме цього виду. Іншою причиною є взаємодія дислокацій із розчиненими атомами.

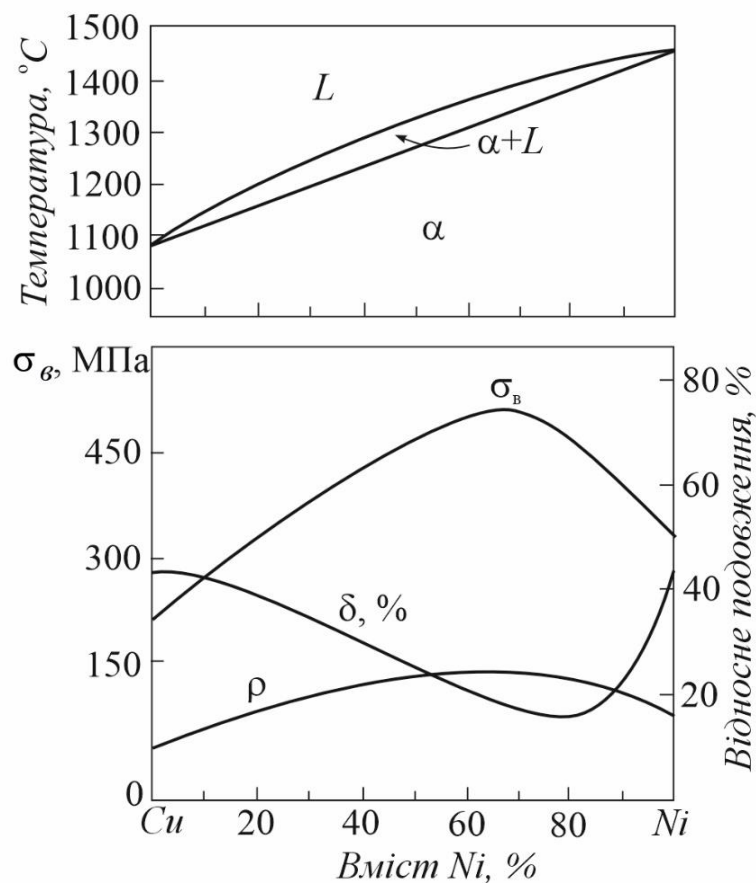


Рис. 6.17. Залежність міцності, пластичності та питомого електроопору від складу сплаву системи Cu – Ni

Розглянута модель зміцнення має недолік – не враховується вплив природи легувальних елементів на ефект зміцнення, а враховується лише

особливість розміщення розчинених атомів. Однак на ступінь зміцнення впливають розміри атомів, їх електронна будова та інші фактори, вплив яких можна пояснити таким чином. У скупченні чужорідних атомів, що утворюється, кожен атом робить у спотворення ґратки металу-основи свій внесок, і вони підсумовуються в полі спотворень навколо скупчення. Якщо групуються атоми, що різко відрізняються від атомів основного металу, то навколо їх скупчення ґратка буде спотворена сильніше. Унаслідок наближення дислокації до такого поля спотворення виникають великі сили взаємодії, гальмування стає сильнішим, що, своєю чергою, спричиняє великий згин дислокацій у проміжках між скупченнями.

Вплив хімічної природи розчинених елементів, що визначається електронною будовою атомів, виявляється в зміні міцності міжатомних зв'язків. Чим більшою є відмінність хімічної природи чужорідних атомів та атомів металу-основи, тим міцніші атомні зв'язки, тому що металевий зв'язок як би доповнюється хімічним. Підвищення міцності міжатомних зв'язків безпосередньо позначається на збільшенні опору руху дислокацій (рис. 6.18).

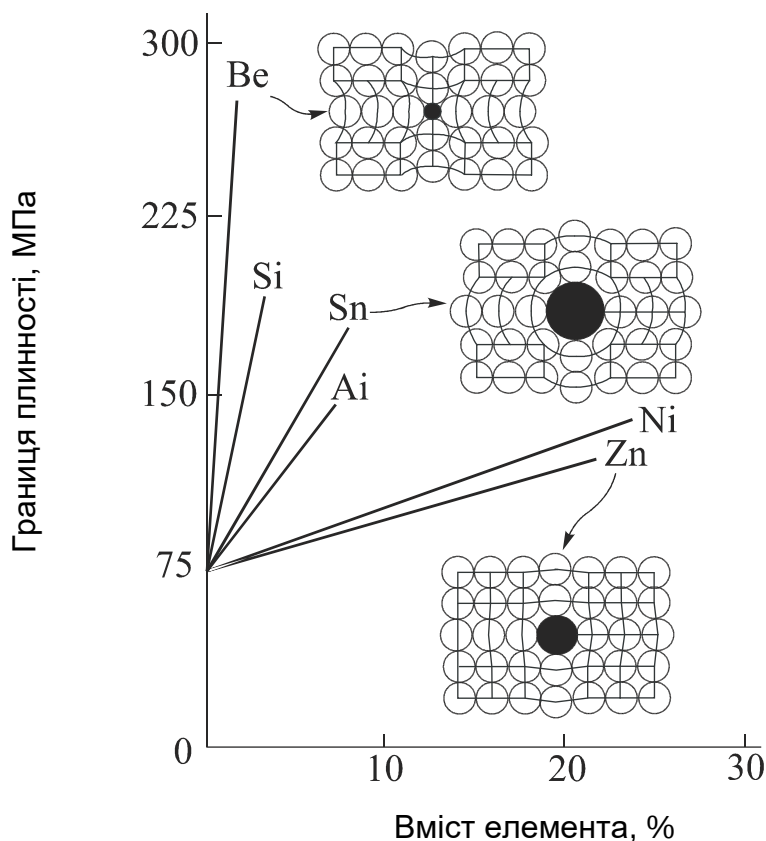


Рис. 6.18. Вплив концентрації розчинених у міді елементів на границю плинності

Опір пластичній деформації зазвичай збільшується через гальмування дислокацій, що насамперед пов'язано з утворенням *атмосфер домішкових атомів*.

Важливою властивістю дислокацій є те, що вони «притягують» до своєї зони домішкові атоми. Відбувається це в тому випадку, коли такі атоми знижують рівень пружних спотворень структури. Домішки в зоні розташування дислокації утворюють атмосферу (хмару) з чужорідних атомів (наприклад, атмосфера Коттрелла).

Поблизу крайової дислокації в металах виникають поля напружень, що приводить до появи стиснених і розтягнених областей матеріалу. У разі твердих розчинів заміщення атоми розчиненої речовини, що мають більший розмір, ніж атоми розчинника, знаходяться в розтягнених областях в енергетично вигіднішому положенні, ніж у стиснених. Для атомів домішок, що мають менший розмір, ніж атоми основного елемента, – зворотне положення. У твердих розчинах проникнення атоми розчиненої речовини завжди спричиняють локальне розширення ґратки і, отже, мають тенденцію збиратися в розтягнених областях. Таким чином, навколо дислокації відбувається перерозподіл атомів речовини, що приводить до зменшення пружних спотворень кристалічної ґратки. Виникнення хмар Коттрелла завжди утруднює рух дислокацій, що приводить до зміцнення.

Атмосфери суттєво гальмують рух дислокацій. Якщо дислокація може переміщуватися ковзанням, то атмосфери переміщуються тільки дифузійним перенесенням. Більшість дислокацій, закріплених атомами домішки, є нерухливими. Саме вони роблять істотний внесок у зміцнення.

Роль хмар домішкових атомів у процесах зміцнення металу виявляється з особливою чіткістю при розгляді взаємодії хмар з дислокаціями. Тут можливі два випадки – під час руху дислокації хмара переміщується разом із нею або дислокація виривається з хмари. Який випадок матиме місце, залежить від швидкості деформування й рухливості розчинених атомів. При малій швидкості деформування, яку можна прирівняти до швидкості дифузії розчинених атомів, дислокація переміщується разом із хмарию. З підвищенням швидкості деформування дислокація виходить із хмари. Для цього потрібно, щоб напруження збільшилося, оскільки такий вихід пов'язаний зі значним посиленням спотворення ґратки.

Гальмування є менш ефективним при підвищених температурах, тому що в цьому випадку ймовірність переміщення домішкових атомів підвищується, оскільки збільшується інтенсивність дифузійних процесів. Під дією прикладеного напруження дислокація може відірватися від атмосфери, якщо це напруження стане більшим, ніж енергія зв'язку атмосфери з дислокацією.

Зміцнення за твердорозчинним механізмом може бути дуже значним, проте різко знижується тріщиностійкість.

Отже, розрізняють теоретичну й технічну міцність.

Теоретична міцність визначається силами міжатомної взаємодії, і її

можна розрахувати за формулою $\sigma_{\text{теор}} = G/2 \pi$, де G – модуль зсуву.

Технічна міцність значно менша, ніж теоретична. Це пов'язано з наявністю дефектів кристалічної будови і значною мірою визначається кількістю й рухливістю дислокацій.

Можливі два основні шляхи підвищення міцності: одержання матеріалів із бездефектною структурою; створення матеріалів зі структурою, що забезпечує ефективне гальмування дислокацій.

Перший шлях підвищення міцності реалізується при отриманні ниткоподібних кристалів, що практично не містять дислокацій, які мають міцність, близьку до теоретичної. Їх застосовують, наприклад, для армування композиційних волокнистих матеріалів. Однак збільшення розмірів вусів супроводжується різким зниженням міцності, через що обмежується їх застосування.

Опір пластичній деформації тим вищий, чим складніше здійснюється рух дислокацій, чим більше перешкод на їх шляху. Пластичність і в'язкість, навпаки, тим вищі, чим більша рухливість дислокацій. Однак треба пам'ятати, що крім в'язкого руйнування, яке відбувається через велику кількість пластичних зсувів унаслідок переміщення дислокацій, можливе й крихке руйнування через зародження й розвиток тріщини (див. розд. 3). Щоб виключити можливість крихкого руйнування й отримати при цьому високі механічні характеристики, треба, щоб бар'єри, які гальмують рух дислокацій, були «напівпроникними», тобто при певному рівні напружень дислокації могли б їх долати.

Основними видами зміцнення є деформаційне, твердорозчинне, по межах зерен, дисперсійне (утворення гетерогенних структур).

Деформаційне зміцнення приводить до значного підвищення міцності, але при цьому різко знижується опір крихкому руйнуванню.

При твердорозчинному зміцненні підвищення міцності (у твердому розчині заміщення) є прямо пропорційним концентрації розчиненого елемента (до 10...30 %). При обмеженому легуванні тверді розчини заміщення мають достатню пластичність і в'язкість. У разі утворення твердого розчину проникнення тієї ж концентрації міцність буде в кілька разів більшою, однак і тріщиностійкість у цьому випадку сильно знижуватиметься.

При зміцненні по межах зерен підвищення міцності при зменшенні розміру зерна не супроводжується окрихчуванням. Чим дрібніше зерно, тим важче розвивається крихка тріщина, оскільки межі зерен ускладнюють перехід тріщини сколюванням від одного зерна до іншого внаслідок змінення її напрямку руху. Для того щоб запобігти крихкому руйнуванню по межах зерен (інтеркристалітне руйнування), треба зменшувати скупчення домішок у примежових областях та утворення на межах зерен крихких фаз, особливо у вигляді суцільної сітки.

Виділення всередині зерен твердого розчину високодисперсних рівномірно розподілених частинок зміцнювальних фаз може відбуватися, наприклад, при гартуванні та старінні.

Таким чином, найкращий комплекс механічних властивостей мають дрібнозернисті матеріали, у яких рівномірно розподілені високодисперсні частинки зміцнювальної фази.

7. ПОВЗУЧІСТЬ ТА УПОВІЛЬНЕНЕ РУЙНУВАННЯ

Металеві матеріали мають дуже вигідне для практичного використання в техніці поєднання властивостей: міцний при звичайних температурах метал при нагріванні набуває здатності під дією порівняно невеликих навантажень легко змінювати свою форму, не руйнуючись. Інакше кажучи, при нагріванні його опір деформації помітно знижується, а пластичність підвищується. Але ця корисна властивість металів має й негативні сторони. Зрозуміло, що матеріал, який стає м'яким і пластичним при нагріванні, – ненадійний. Особливо небезпечною для металів, що працюють при високих температурах, є тривала дія навантаження. У цьому випадку навіть матеріал з високою границею міцності при підвищених температурах може бути непридатним для відповідальних деталей, оскільки виявляється дія нового важливого фактора – тривалості витримки під навантаженням.

Пластичне деформування металу, що безупинно зростає при постійному напруженні, називають *повзучістю*.

При відносно невисокій температурі повзучість розвивається повільно, і тому в інженерних розрахунках її часто не враховують. З підвищенням температури, коли рухливість атомів металу підвищується, повзучість різко збільшується. Чим вища температура і більша тривалість дії навантаження, тим при меншому напруженні можуть виникнути повзучість і недопустимо велика деформація окремих частин конструкції. Повзучість виявляється лише через певний час, тому для її оцінювання непридатні звичайні короткочасні випробування на розрив. Критерієм опору матеріалу повзучості є *границя повзучості* – напруження, яке при заданій постійній температурі певний час спричиняє задану деформацію або певну швидкість деформації протягом заданого проміжку часу. Границя повзучості – умовна характеристика матеріалу, що визначається залежно від специфіки умов роботи деталей або частин конструкцій, наприклад: вираз $\sigma_{0,5/1000}^{700} = 150$ МПа означає, що при температурі 700 °С під дією навантаження в деталі виникають напруження 150 МПа і при цьому за 1000 год експлуатації в ній відбувається пластична деформація, що дорівнює 0,5 %.

Характер повзучості змінюється в часі (рис. 7.1).

У типовому випадку крива повзучості I, тобто залежність деформації

від часу витримки при постійному навантаженні, має три характерні ділянки: *ab* відповідає першій стадії повзучості (повзучість, що не встановилася), коли швидкість повзучості поступово зменшується; *bc* – друга стадія повзучості (усталена повзучість), коли швидкість деформації є практично постійною; *cd* відображає третю стадію (прискорена повзучість), що завершується руйнуванням у точці *d*. Деформація на ділянці *Oa* не належить до повзучості. На цій ділянці відбувається деформація, яка виникає в момент навантаження. Якщо навантаження спричиняє напруження, менше за границю пружності, то на ділянці *Oa* відбувається тільки пружна деформація, якщо ж напруження є більшим за границю пружності, то крім пружної відбувається й пластична деформація.

Криві повзучості одного й того самого матеріалу залежно від умов випробування можуть мати різну форму. При зниженій температурі й невеликому навантаженні (крива II) відрізок, що характеризує першу стадію, невеликий, швидкість деформації на другій стадії мала і немає прискореної стадії повзучості. При високій температурі (крива III) після першої стадії може розпочатися процес повзучості, який завершується руйнуванням.

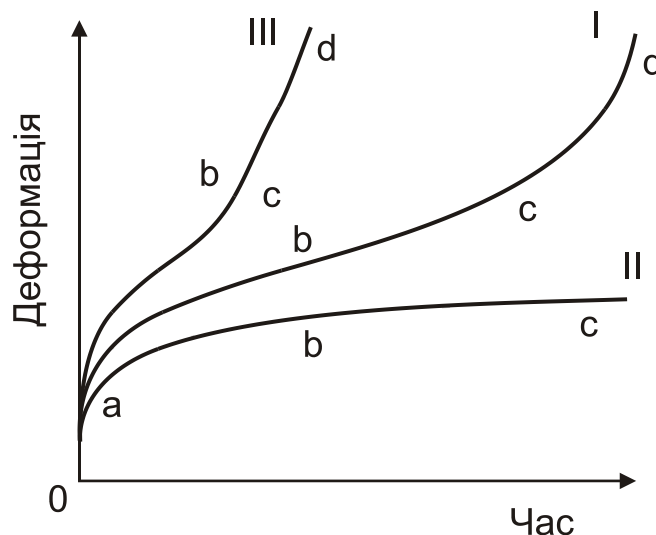


Рис. 7.1. Криві повзучості [4]

Розвиток процесу повзучості визначається співвідношенням процесів *зміцнення* та *знеміцнення*. На першій стадії повзучості, що не встановилася, переважає процес зміцнення. Про це свідчить те, що до кінця першої стадії (див. рис. 7.1, крива I) приріст деформації в одиницю часу зменшується, хоча навантаження залишається постійним. Коли інтенсивність зміцнення стає такою, що дорівнює інтенсивності знеміцнення, починається стадія усталеної повзучості, що проходить з постійною швидкістю. На третій стадії, що завершується руйнуванням, домінує знеміцнення.

Причиною виникнення процесу зміцнення є пластична деформація,

точніше, зміни в будові металу. При високій температурі (вищій за температуру рекристалізації), коли рухливість атомів є досить великою, відбувається зняття зміцнення, спричиненого пластичною деформацією. Швидкість цих двох процесів, що конкурують, зміна їх інтенсивності в часі залежать від природи матеріалу, навантаження й температури.

Таким чином, повзучість буде спостерігатися при напруженнях, більших за границю пружності, і температурах, вищих за температуру рекристалізації.

Отже, щоб усунути явище повзучості, необхідно вибирати метали, що мають температуру рекристалізації, вищу за робочу температуру, або з границею пружності, більшою за робоче напруження при цій температурі. Однак ці умови не завжди можуть бути реалізовані, і в багатьох випадках повзучість не можна повністю усунути, а можна лише сповільнити її.

Процеси зміцнення при повзучості. У попередніх розділах було розглянуто дефекти кристалічної будови, і можна припустити, яким має бути характер змінення структури матеріалу, щоб відбулося зміцнення під час повзучості. Оскільки повзучість є результатом руху дислокацій по площинах ковзання, то для зменшення швидкості повзучості під час пластичної деформації мають відбуватися такі зміни кристалічної будови, які б ускладнювали переміщення дислокацій або зупиняли їх.

Гальмування й зупинення дислокацій відбувається внаслідок взаємодії дислокацій одна з одною та з іншими дефектами кристалічної будови.

Нестійкий стан матеріалу, що характеризується підвищеною потенціальною енергією, пов'язаний зі спотворенням кристалічної ґратки, яке виникає навколо дефектів: атомів домішки, включень, дислокацій тощо. Виходячи з цього, у багатьох випадках можна якісно оцінити взаємодію дислокацій одна з одною та з дефектами кристалічної будови. Якщо при взаємодії рухомих під дією зовнішньої сили дислокацій спостерігається збільшення спотворень ґратки, то можна казати про гальмування дислокацій та підвищення опору деформації. Зміни будови матеріалів, з якими пов'язане зміцнення під час пластичної деформації, було детально розглянуто в розд. 3.

Процеси знеміцнення при повзучості. При кімнатній температурі більшість металів зберігає зміцнений стан необмежено довго, оскільки порушення кристалічної будови є досить стійкими. При підвищеній температурі, коли дифузійні процеси відбуваються значно швидше, починають розвиватися процеси знеміцнення. Відповідь на запитання про природу знеміцнення зводиться до пояснення механізму звільнення й утворення нових дислокацій.

На першій стадії повзучості знеміцнення пов'язане головним чином з процесами відпочинку, полігонізації, первинної рекристалізації і тільки при тривалій експлуатації деталі починають виявлятися інші процеси

знеміцнення: коагуляція, сфероїдизація, збиральна рекристалізація, які приводять до значних змін структури.

При нагріванні відбуваються процеси часткового відновлення структурної досконалості та властивостей деформованих металів і сплавів. При нагріванні до температур $(0,2...0,3) T_{пл}$ починається процес повернення, під яким розуміють зняття мікронапружень II роду і частково спотворень кристалічної ґратки (напруження III роду) унаслідок зменшення щільності дефектів будови без зміни форми й розмірів деформованих зерен. У процесі повернення розрізняють дві стадії – відпочинок і полігонізацію. Процес *відпочинку* полягає в перерозподілі та зменшенні концентрації точкових дефектів і перерозподілі дислокацій. Стадія відпочинку проходить при температурі нижче $0,2T_{пл}$. Друга стадія повернення – *полігонізація* – проходить при нагріванні до $(0,25...0,30) T_{пл}$ і є процесом дроблення (фрагментації) зерен на субзерна (полігони) з малокутовими межами (рис. 7.2).

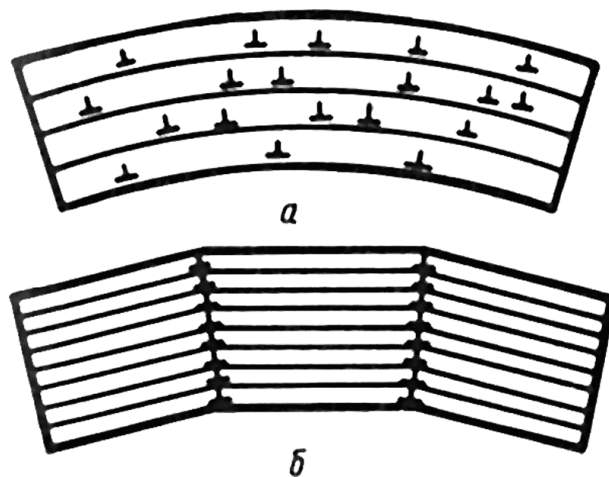


Рис. 7.2. Полігонізація: наклепаний метал до (а) і після (б) полігонізації відповідно

Рекристалізація – процес змінення структури металів і сплавів, пов'язаний із виникненням і рухом або лише рухом меж зерен, що приводить до підвищення структурної досконалості та зменшення внутрішньої енергії.

При певній температурі (для технічно чистих металів – $0,4T_{пл}$ (правило Бочвара), для чистих металів – $(0,1...0,2) T_{пл}$, для твердих розчинів – $(0,5...0,6) T_{пл}$, а для гетерофазних складних сплавів – $0,8T_{пл}$) у деформованому металі утворюються й збільшуються зародки нових зерен з неспотвореними ґратками. Утворення нових рівновісних зерен замість орієнтованої волокнистої структури деформованого металу називають *первинною рекристалізацією* (рис. 7.3, а–в). Рушійна сила первинної рекристалізації – прагнення системи до зменшення енергії, пов'язаної з

дислокаціями, унесеними деформацією, і точковими дефектами. Первинна рекристалізація відіграє особливу роль у процесі знеміцнення при повзучості, оскільки є єдиним процесом, який повністю знімає зміцнення, спричинене деформацією.

Після завершення первинної рекристалізації під час подальшого нагрівання відбувається збільшення одних рекристалізованих зерен за рахунок інших внаслідок переміщення меж зерен, що приводить до утворення великих рівновісних і приблизно однакових за розмірами зерен. Процес збільшення нових рекристалізованих зерен називають *збиральною рекристалізацією* (рис. 7.3, *г*). Рушійна сила збиральної рекристалізації – прагнення системи до зменшення протяжності меж при зростанні зерна.

Переміщення меж зерен і їх часткове зсування під час збиральної рекристалізації звільняє затримані дислокації, а зменшення поверхонь поділу створює умови для повного переміщення дислокацій. При цьому інтенсивність деформаційного зміцнення знижується.

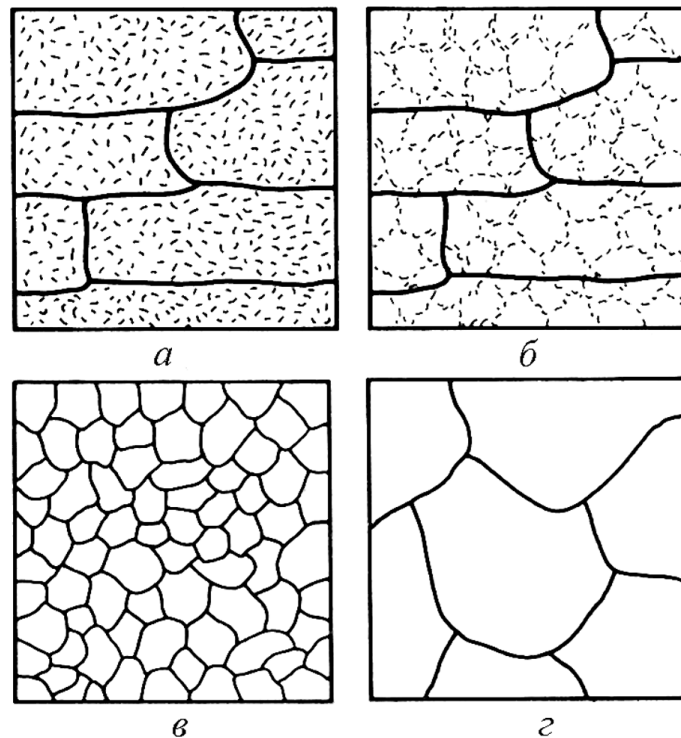


Рис. 7.3. Зміння структури пластично деформованих металів при нагріванні: *а* – наклепаний метал; *б* – початок первинної рекристалізації; *в* – завершення первинної рекристалізації; *г* – збиральна рекристалізація

Коагуляція, або укрупнення великих частинок унаслідок розчинення дрібних, помітно впливає на знеміцнення металу. Унаслідок коагуляції помітно зменшується ефект зміцнення дисперсними частинками. *Сфероїдизація* – набуття включеннями надлишкової фази округлої форми. Слід зазначити, що коагуляція та сфероїдизація приводять не тільки до

звільнення загальмованих дислокацій, але й завдяки збільшенню проміжків між включеннями та скороченню міжфазних меж до зниження інтенсивності процесу зміцнення – гальмування й зупинення дислокацій, що рухаються. Це свідчить про значну знеміцнювальну дію на метал коагуляції та сфероїдизації.

Важливо, що всі розглянуті процеси знеміцнення в умовах повзучості помітно прискорюються.

Третя стадія повзучості – *руйнування* – це стадія переважання процесів знеміцнення над процесами зміцнення, коли відбуваються прогресивне ослаблення металу та його руйнування. Основна причина ослаблення металу – прогресивне тріщиноутворення. Зародження тріщин починається на ранніх стадіях пластичної деформації (на початку другої стадії повзучості). Така рання поява тріщин пояснюється значною неоднорідністю деформації. Кожне зерно металу деформується по-різному залежно від орієнтації, будови, дефектів тощо, тому, коли основна маса металу зазнає пластичної деформації, окремі ослаблені мікроскопічні ділянки структури вже руйнуються. Крім того, у процесі пластичної деформації в металі виникають вакансії, які переміщуються, збираються в колонії, а потім утворюють пори, що перероджуються в тріщини, які розвиваються через появу нових вакансій. Розвиток мікроскопічних тріщин та їх злиття в макроскопічну тріщину спричиняє руйнування металу. Оскільки межі зерен мають особливу будову, найбільш інтенсивно тріщиноутворення проходить на примежових ділянках структури. Через це руйнування починається переважно біля меж зерен, а іноді набуває суто міжзеренного характеру.

Складність поведінки металів при високій температурі не обмежується розвитком процесу повзучості. Спостерігаються випадки, коли після тривалої експлуатації деталі (наприклад, робочі лопатки газових турбін) раптово руйнуються, а помітної залишкової деформації може не бути. Тут має місце ще одне цікаве, але дуже небезпечне для машин і конструкцій явище – так зване *уповільнене руйнування* металів. Уповільнене руйнування деталей відбувається не рідше, ніж руйнування через надмірну пластичну деформацію, спричинену повзучістю.

Напруження, при яких можливим є уповільнене руйнування, можуть бути меншими за границю плинності, тому для оцінювання поведінки металу використовують критерій *тривалої міцності* – напруження, які при певній температурі й заданій тривалості витримки під навантаженням можуть спричинити руйнування металу. Ця характеристика так само, як і границя повзучості, є умовною. Наприклад, вираз $\sigma_{1000\ 200}^{850^{\circ}\text{C}} = 200 \text{ МПа}$ означає, що при напруженні 200 МПа деталь, працюючи при 850 °С, зруйнується через 1000 год роботи.

Таким чином, при високих температурах метали і сплави мають

підвищену пластичність і низький опір деформації; крім того, при тривалій дії навантаження вони можуть з більшою чи меншою швидкістю деформуватися (повзти) і зазнавати уповільненого руйнування. Здатність опиратися повзучості й уповільненому руйнуванню при високій температурі називають *жароміцністю* матеріалу.

Процеси, що відбуваються в жароміцних матеріалах, мають певні особливості. У жароміцних матеріалах рух дислокацій має бути утрудненим, сильніше має пригнічуватися звільнення затриманих дислокацій і зародження нових, формування порожнин і переродження їх у тріщини.

Щоб сплав був здатний тривалий час опиратися навантаженню й високій температурі, необхідно забезпечити його особливі якості шляхом правильного вибору матеріалу основи й застосування найбільш ефективних методів легування.

Жароміцність сплавів значною мірою залежить від енергії міжатомного зв'язку та структури. Чим сильніші міжатомні зв'язки в кристалічній ґратці, тим вищою є жароміцність сплаву, оскільки ковзання дислокацій, що супроводжується порушенням зв'язків, потребує більшого напруження зсуву. У першому наближенні можна вважати, що чим вище температура плавлення металу, тим більшою є сила міжатомних зв'язків і вищою температура застосування цих сплавів.

Міцність атомного зв'язку можна охарактеризувати як співвідношення температур експлуатації і плавлення, так і модулем пружності. Пружна деформація є наслідком зміни міжатомних відстаней під впливом зовнішньої сили. Для металу з великим модулем пружності зсув атомів з вузлів ґратки потребує більшого напруження, ніж для металу з малим модулем, а отже, і опір руху дислокацій у першому випадку буде більшим. Для розрахунку опору ковзанню використовують одну з характеристик пружних властивостей – модуль зсуву, який є дуже важливим під час вибору матеріалу основи жароміцного сплаву.

Крім того, необхідно враховувати тип кристалічної ґратки металу-основи. Метали з гексагональною ґраткою мають значно менший ресурс жароміцності, ніж метали з кубічною ґраткою. Тому, наприклад, титан, незважаючи на високу температуру плавлення, має граничну температуру використання не вище 550...600 °С. Метали з гранецентричними ґратками мають більш високу жароміцність, яка при нагріванні знижується повільніше, ніж жароміцність металів з об'ємцентричними ґратками.

Таким чином, не всі метали з підвищеною й високою температурою плавлення мають задовільні характеристики жароміцності.

Знижена жароміцність чистих металів пояснюється відсутністю в їх ґратці досить стійких перешкод для руху дислокацій. Процеси знеміцнення є досить інтенсивними вже при температурі $(0,3...0,4)T_{пл}$. Унаслідок легування, коли утворюється твердий розчин, у ґратці металу виникають додаткові перешкоди для руху дислокацій, такі як чужорідні атоми (див. підрозд. 4.1.4). Підвищити жароміцність сплавів можна не тільки

гальмуванням і закріпленням дислокацій, але й легуванням, при якому утруднюється розвиток знеміцнення, оскільки посилення міжатомних зв'язків за наявності атомів домішки збільшує опір ковзанню дислокацій. Розвиток знеміцнення пригнічується ще й тому, що за наявності домішкових атомів зменшується швидкість дифузії й самодифузії, тому що більш міцні зв'язки ускладнюють переміщення у ґратках атомів домішки й основного металу.

Легувальні елементи вибирають так, щоб наскільки це можливо збільшити міцність міжатомних зв'язків. Легувальними є такі елементи, що за своєю хімічною природою (електронною будовою) і розмірами різко відрізняються від атома розчинника. Але найкращі результати дає складне легування – введення в сплав не одного, а кількох легувальних елементів.

Для того щоб забезпечити високу жароміцність сплаву, проводять термічне оброблення – гартуванням і подальшим старінням. Унаслідок такої термообробки надлишок легувальних елементів виділяється у вигляді дрібних частинок (продуктів розпаду твердого розчину), що рівномірно розподіляються в структурі сплаву. Крім того, отримана структура сприяє розвитку процесів зміцнення, дисперсні продукти розпаду гальмують процеси знеміцнення при повзучості.

З жароміцністю металів пов'язаний так званий температурний поріг, під яким розуміють максимальну температуру експлуатації деталей, яка може бути допустимою з урахуванням жароміцності матеріалів. До сплавів, здатних витримувати високі робочі температури (700...950 °C), належать, наприклад, жароміцні сплави на основі заліза, нікелю та кобальту, а для роботи при дуже високих температурах (1200...1500 °C) є придатними сплави на основі молібдену та інших тугоплавких металів. Однак матеріал, хімічний склад і структура якого забезпечують підвищену тривалу міцність і високий опір повзучості, зазвичай має знижені інші механічні властивості, зокрема малу в'язкість. Крім того, взаємодіючи із зовнішнім середовищем, метал зазнає корозії, унаслідок чого змінюються його хімічний склад і структура поверхневого шару. Порушення стану поверхневого шару пов'язане з нерівномірністю корозії. Зазвичай на деяких ділянках поверхні руйнування відбувається інтенсивніше, унаслідок чого виникають ямки й тріщини. Якщо сплав перебуває в напруженому стані, то корозія виявляється сильніше. Зміни в будові поверхневого шару прискорюють руйнування деталей, що працюють під навантаженням, оскільки ямки і тріщини, що виникають, є концентраторами напружень. Часто корозія поширюється на межі зерен (міжкристалітна корозія). При міжкристалітній корозії зчеплення між зернами порушується, що призводить до окрихнення матеріалу.

Здатність матеріалу опиратися газовій корозії при високій температурі називають *жаростійкістю*. Швидкість газової корозії різко збільшується з підвищенням температури, що значно ускладнює проблему забезпечення жаростійкості матеріалів, наприклад, для авіаційних турбін та установок

енергетичного машинобудування. Так, жаростійкість матеріалів на основі хрому, молібдену, ніобію та інших тугоплавких металів можна забезпечити шляхом нанесення багатшарових покриттів, що захищають їх від взаємодії з газовим середовищем.

8. УТОМА

Втомне руйнування є причиною близько 80 % усіх авіаційних аварій. У зв'язку з цим опір матеріалу втомному руйнуванню має дуже важливе значення при вирішенні загальної проблеми підвищення довговічності й надійності конструкцій.

На відміну від руйнування при статичному навантаженні, процес руйнування при циклічному навантаженні відбувається під дією напружень, менших за границю плинності, і складається з декількох стадій, що характеризуються накопиченням пошкоджень у матеріалі й утворенням утомних тріщин.

Процес утомного руйнування, спричинений дією змінних (циклічних) навантажень, складається з трьох стадій – зародження втомної тріщини, її поширення та остаточне руйнування (злам).

Утома – процес поступового накопичення в металі пошкоджень при циклічному навантаженні. Руйнування починається від чітко вираженого фокуса. На першому етапі пошкодження мають характер локальних мікропластичних деформацій, які поступово призводить до утворення тріщин субмікроскопічних розмірів, потім відбувається поступове розростання тріщин і перетворення їх на мікро-, а потім і макротріщини. Коли тріщина набирає критичної довжини, спостерігається неконтрольований її розвиток, що призводить до руйнування (рис. 8.1).



Рис. 8.1. Утомне руйнування [1]

Якщо на поверхні створюються розтяжні напруження, то існує висока ймовірність зародження втомної тріщини. Такі напруження здатні спричинити локальні мікропластичні зсуви, що, своєю чергою, може призвести до утворення на поверхні рельєфу, виникненню концентраторів напружень, де і стає можливим зародження тріщини.

Стискальні напруження ускладнюють утворення тріщин від утомленості. Створити стискальні напруження на поверхні можна із застосуванням поверхневого наклепу, поверхневого гартування, хіміко-термічної обробки тощо.

Оскільки втомне руйнування відбувається в площині, нормальній до прикладених навантажень, через утворення або збільшення дефектів на поверхні (наявність концентраторів напружень, тертя, циклічне нагрівання) знижується втомна міцність.

Через утому знижується експлуатаційна стійкість конструкцій.

Підвищити втомну міцність можна шляхом збільшення границі міцності, зміцнення поверхневих шарів, створення умов для гальмування втомної тріщини (забезпечення на поверхні стискальних напружень). Ефективним способом гальмування тріщин є зменшення розміру зерна. Завдяки застосуванню легування, термічного оброблення сплавів створюється більш однорідна дисперсна структура зі сприятливим розподілом мікронапружень. Для зміцнення поверхневих шарів застосовується, наприклад, обдування дробом, обкочування роликом, азотування тощо.

Циклічна довговічність характеризує роботоздатність матеріалу в умовах, коли цикли навантаження повторюються багаторазово, і визначається випробуваннями на втому, контактну втому, термічну втому.

Щоб визначити опір матеріалу втомі, необхідно знати його характеристики.

Границя витривалості – найбільше напруження циклу, під дією якого не відбувається руйнування від утомленості (a_R при симетричному циклі $R = -1$, тому границю витривалості позначають a_{-1}).

Границя обмеженої витривалості – максимальне напруження, яке витримує матеріал при кількості циклів, що відповідає базі випробування.

Процес руйнування від утомленості полягає в зародженні й подальшому розвитку тріщини. Кількість циклів, що витримує матеріал до руйнування після зародження тріщини, називають *живучістю*.

Якщо матеріал піддається дії циклічного навантаження в умовах контакту деталей, то опір руйнуванню від утомленості характеризується *границею контактної витривалості* (a^k_{-1}) – максимальним напруженням, яке витримує матеріал без руйнування в умовах контактного прикладення циклічного навантаження. Для підвищення *довговічності при контактній утомі* застосовують методи, що забезпечують високу твердість поверхні, зокрема цементацію, нітроцементацію, азотування.

Термічна втома розвивається в таких деталях, як поршні, клапани,

лопатки газових турбін. Термічна втома є результатом деформацій, що виникають при різкому зміні температури. Для підвищення довговічності при термічній утомі застосовуються матеріали з малим коефіцієнтом лінійного теплового розширення (КЛТР) і високою теплопровідністю.

Оцінюючи міцність від утомленості, можна використовувати залежність між границею витривалості, з одного боку, і твердістю або границею міцності, – з іншого: $\sigma_{-1} = K \text{ HB}$ (для вуглецевих сталей $K = 1,26 \dots 1,53$, для легованих – $K = 1,64 \dots 2,17$). Ця залежність не поширюється на високоміцні сталі, її можна використовувати з достатньою точністю для сталей із твердістю менше 40 HRC.

Між границями витривалості та міцності також існує кореляція. Для сталей $\sigma_{-1} = (0,4 \dots 0,6) \sigma_B$. Коефіцієнт залежить від хімічного складу сталі, наприклад, при вмісті вуглецю менше 0,15 % коефіцієнт зменшується особливо для легованих сталей.

9. ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Механічні властивості визначають поведінку матеріалів при деформуванні й руйнуванні під дією зовнішніх навантажень. Основними механічними властивостями матеріалів є міцність, пружність, вязкість і твердість.

Залежно від умов навантаження механічні властивості можуть визначатися при статичному (навантаження збільшується повільно й плавно); динамічному (навантаження збільшується з великою швидкістю, має ударний характер) або циклічному (у процесі випробовування навантаження змінюється за величиною або за величиною й напрямком багаторазово) навантаженні.

9.1. Механічні властивості, що визначаються під час статичних випробовувань

Під час статичних випробовувань на розтяг визначають характеристики міцності та пластичності [1].

Міцність – здатність матеріалу опиратися деформації та руйнуванню.

Для випробовувань на розтяг використовують стандартні зразки і спеціальні машини, які записують діаграму розтягування, тобто залежність подовження зразка Δl від навантаження P . На основі діаграми розтягування будують іншу діаграму – залежність відносного подовження δ , %, від напруження σ .

Характерні ділянки й точки діаграми розтягування показано на рис. 9.1. Ділянка діаграми OP являє собою пряму лінію, тобто залежність між P і Δl підпорядковується закону Гука. Напруження в точці P є границею

пропорційності $\sigma_{пц}$, яку обчислюють за формулою

$$\sigma_{пц} = \frac{P_{пц}}{F_0} . \quad (9.1)$$

Границя пропорційності $\sigma_{пц}$ – напруження, при якому відхилення від лінійної залежності між навантаженням і подовженням набуває такої величини, що тангенс кута нахилу, утвореного дотичною до кривої «навантаження – подовження» у точці $P_{пц}$ і віссю навантаження, збільшується на 50 % від значення на пружній (лінійній) ділянці.

При подальшому збільшенні сили прямолінійна залежність порушується.

Трохи вище точки P знаходиться точка e . Напруження в точці e є границею пружності $\sigma_{0,05}$, яку обчислюють за формулою

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0} . \quad (9.2)$$

Умовна границя пружності $\sigma_{0,05}$ – напруження, після зняття якого залишкове подовження становить 0,05 % довжини ділянки робочої частини зразка.

Границю пружності $\sigma_{0,05}$, як і границю пропорційності, визначають розрахунковим або графічним способом.

Модуль пружності E , МПа, кгс/мм², визначають за формулою

$$E = \frac{\Delta P l_0}{\Delta l F_0} . \quad (9.3)$$

Модуль пружності – відношення приросту напруження до відповідного приросту деформації в межах пружної деформації.

За точкою e виникають помітні залишкові деформації, у точці S відбувається перехід до горизонтального поля S - S' (площадка плинності). На ділянці S - S' спостерігається приріст деформації без помітного збільшення навантаження. Якщо позначити величину навантаження, що відповідає площадці плинності, через P_T , то напруження в цій точці можна обчислити за формулою

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0} , \quad (9.4)$$

що і є фізичною границею плинності.

Границя плинності σ_T – найменше напруження, при якому зразок деформується без помітного збільшення навантаження при розтягу.

Для матеріалів, які не мають на діаграмі площадки плинності, визначають умовну границю плинності

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0} . \quad (9.5)$$

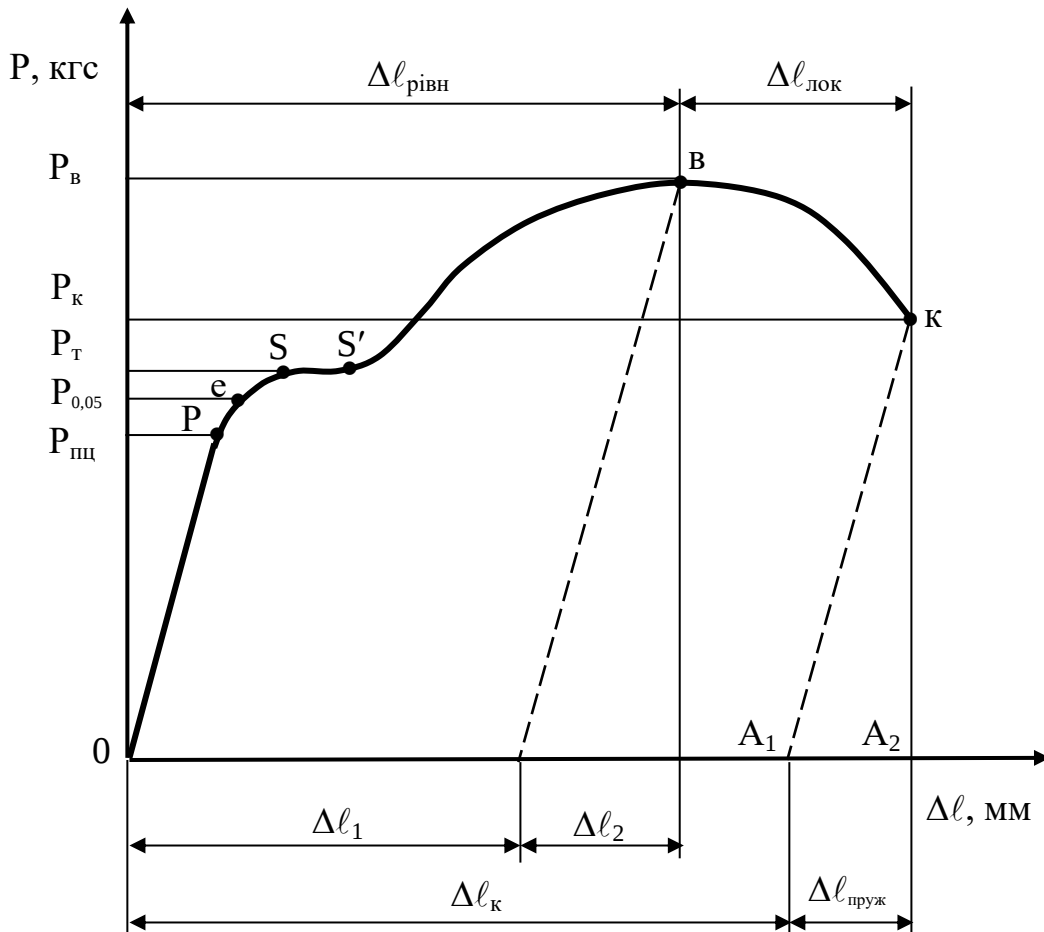


Рис. 9.1. Характерні ділянки й точки діаграми розтягування

Умовна границя плинності – напруження, після зняття якого залишкове подовження становить 0,2 % довжини робочої ділянки зразка.

Для знаходження величини $P_{0,2}$ у масштабі діаграми за віссю абсцис управо від точки O (рис. 9.2) відкладають відрізок OE , що становить 0,2 % від ℓ_0 . Від точки E проводять пряму, паралельну до прямої OP , до перетину з кривою розтягання в точці S . Ордината цієї точки визначає навантаження $P_{0,2}$.

За площадкою плинності відбувається зміцнення матеріалу, опір деформації збільшується, тому спостерігається збільшення навантаження на кривій розтягання. До точки e зразок деформується рівномірно.

Найбільше навантаження, що передуює руйнуванню зразка, позначають так: $P_e = P_{max}$.

Напруження в точці e називають тимчасовим опором, або границею міцності:

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0} . \quad (9.6)$$

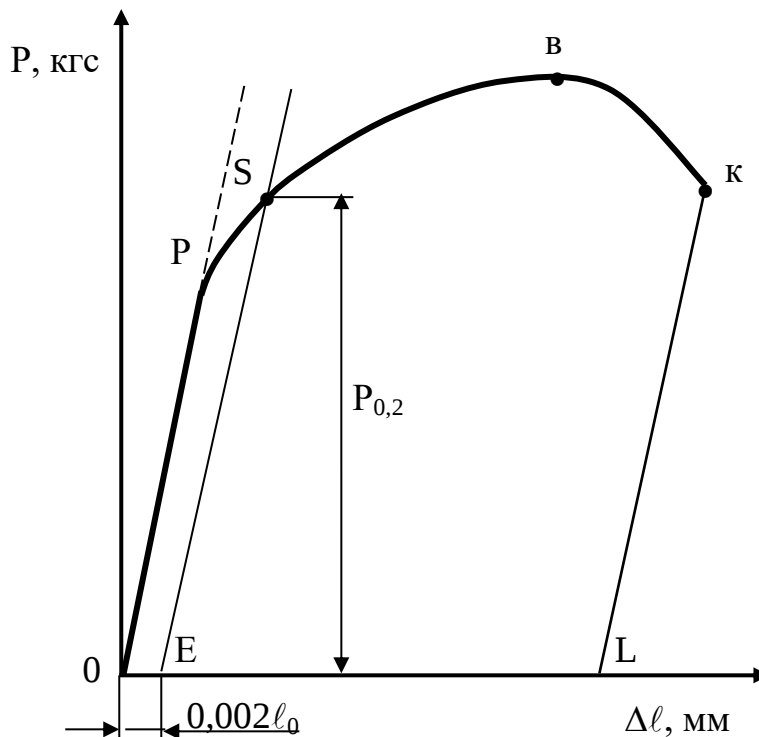


Рис. 9.2. Визначення точки S, що відповідає умовній границі плинності

Тимчасовий опір (границя міцності) – максимальне напруження, яке витримує зразок до руйнування. Після точки в, що відповідає максимальній силі P_v , відбувається помітне місцеве звуження зразка (утворюється шийка). Якщо до цього зразок мав циліндричну форму, то тепер розтяг зразка зосереджується в області шийки. На ділянці в – к переріз зразка швидко зменшується, унаслідок чого зменшується розтяжне навантаження. У точці к зразок розривається в місці найменшого перерізу шийки F.

Пластичність – здатність матеріалу до пластичної деформації, тобто здатність отримувати залишкову зміну форми та розмірів без порушення цілісності. Показником пластичності матеріалу є його абсолютне залишкове подовження $\ell_{зал}$ при розриві (див. рис. 9.1, відрізок $0A_1$), оскільки пружна деформація (відрізок A_1A_2) зникає після розриву:

$$\Delta \ell_{зал} = \ell_k - \ell_0. \quad (9.7)$$

Розміри випробовуваних зразків можуть бути різними, тому характеристикою пластичності зразка є не його абсолютне, а відносне залишкове подовження після розриву:

$$\delta = \frac{\ell_k - \ell_0}{\ell_0} \cdot 100 \% = \frac{\Delta \ell_{зал}}{\ell_0} \cdot 100 \%. \quad (9.8)$$

Іншою характеристикою пластичності металу є відносне звуження ψ після розриву:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100 \% = \frac{\Delta F_k}{F_0} \cdot 100 \% . \quad (9.9)$$

Визначаючи $\sigma_{\text{пл}}$, $\sigma_{0,05}$, σ_T та σ_s , навантаження P , що їм відповідає, ділимо на початкову площу поперечного перерізу зразка F_0 . Отримані напруження називають умовними. Однак при розтягуванні зразка площа поперечного перерізу зменшується. Напруження, розраховані як відношення навантаження до площі поперечного перерізу зразка в момент прикладання цього навантаження, називають дійсними (істинними) напруженнями:

$$S = \frac{P}{F} . \quad (9.10)$$

Діаграма розтягування $P - \Delta \ell$ характеризує поведінку зразка з певними геометричними розмірами. Щоб виключити вплив розмірів, діаграму $P - \Delta \ell$ перетворюють на діаграму $\sigma - \varepsilon$, де $\sigma = \frac{P}{F_0}$ – напруження,

$\varepsilon = \frac{\Delta \ell}{\ell_0}$ – відносна деформація.

Графічне визначення точки P , що відповідає границі пропорційності, зображено на рис. 9.3.

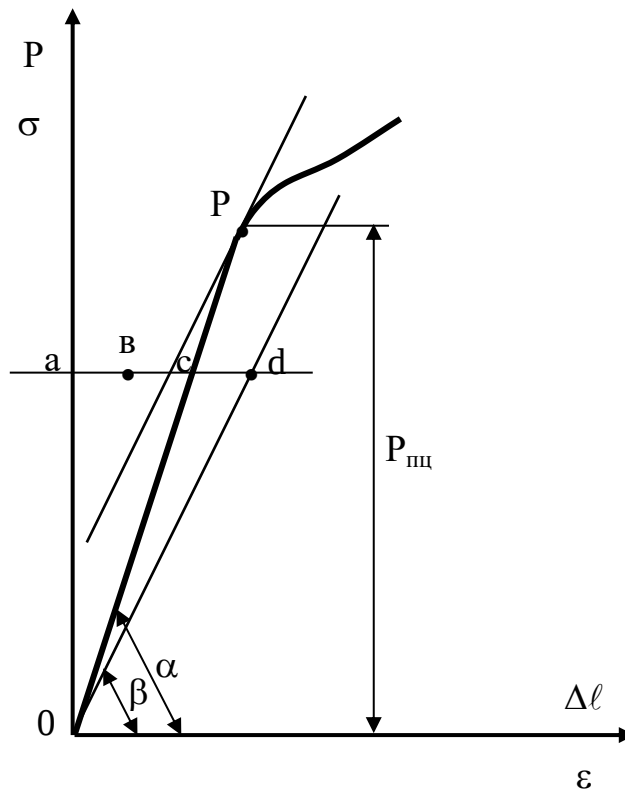


Рис. 9.3. Визначення точки P , що відповідає границі пропорційності

Довільною горизонтальною прямою перетинають криву розтягування на лінійній ділянці. Отриманий відрізок ac поділяють на дві рівні частини. Відкладають відрізок cd , який дорівнює половині відрізка ac : $av = vc = cd$. З початку координат O проводять лінію через точку d . Точку P , що відповідає границі пропорційності, знаходять шляхом побудови дотичної до кривої розтягування паралельно до лінії Od .

Випробовування на твердість. Вимірювання твердості – найдоступніший і найпоширеніший метод механічних випробувань матеріалів.

Твердість – це здатність матеріалу опиратися втисненню в його поверхню інших тіл певної форми і розмірів під дією певних сил. Вимірювання твердості можна здійснювати за методами Брінелля, Роквелла і Віккерса (рис. 9.4).

Суть **методу Брінелля** полягає у вдавлюванні сталевий загартованій кульки діаметром 2,5; 5,0 або 10 мм у випробуваний зразок (виріб) під дією навантаження, прикладеного перпендикулярно до поверхні зразка протягом певного часу, і вимірюванні діаметра відбитка після зняття навантаження.

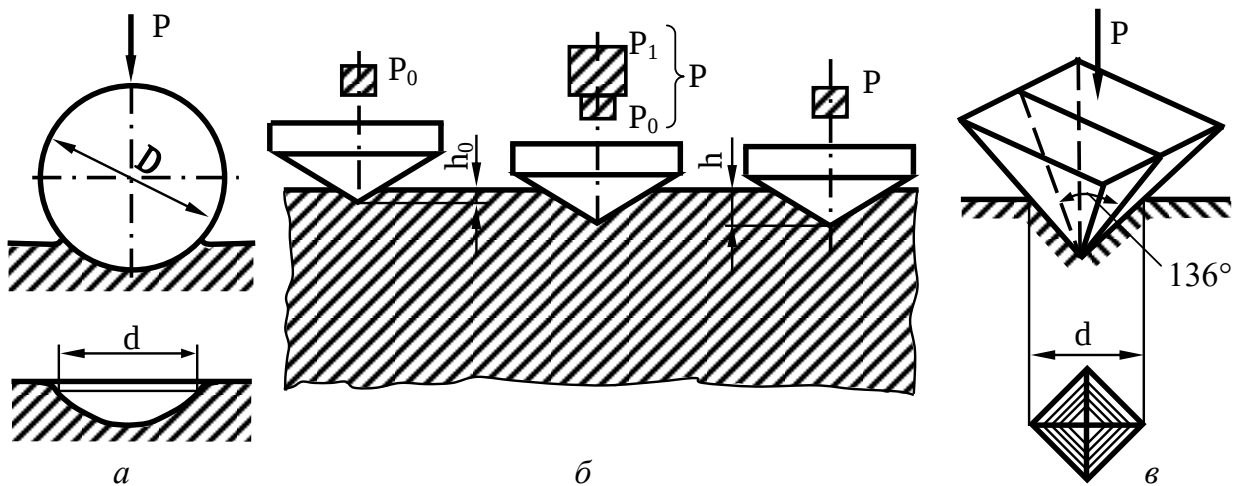


Рис. 9.4. Схема визначення твердості:
а – за Брінеллем; б – за Роквеллом; в – за Віккерсом

Твердість за Брінеллем визначається відношенням прикладеного навантаження P , кгс, до площі поверхні відбитка F , мм²:

$$HB = \frac{P}{F}. \quad (9.11)$$

Площа поверхні у вигляді сегмента кульки визначається формулою

$$F = \frac{\pi D}{2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right), \quad (9.12)$$

де D – діаметр кульки, мм; d – діаметр відбитка, мм.

Одиницею твердості за Брінеллем є 1 МПа або 1 кгс/мм².

Діаметр кульки D , навантаження P і тривалість витримки τ вибирають залежно від виду матеріалу, його орієнтовної твердості HB і товщини зразка.

Між числом твердості за Брінеллем HB і границею міцності σ_s існує кількісна залежність:

$$\sigma_s = K HB, \quad (9.13)$$

де K – коефіцієнт, що визначається експериментально.

Вимірювання твердості металів і сплавів за *методом Роквелла* здійснюється вдавллюванням алмазного конуса або сталевий кульки з подальшим визначенням твердості за глибиною отриманого відбитка.

Алмазний конус з кутом при вершині 120° або сталевий кулька діаметром 1,588 мм (1/16") удавлюється у випробуваний зразок (виріб) під дією двох навантажень, що послідовно додаються, – попереднього $P_0 = 10$ кгс і основного P_1 навантажень. Загальне навантаження P становить 100 кгс при вдавллюванні кульки і 150 або 60 кгс при вдавллюванні конуса:

$$HR = \frac{k - (h - h_0)}{c}, \quad (9.14)$$

де h_0 – глибина проникнення індентора під дією попереднього навантаження, мм; h – глибина проникнення індентора під дією загального навантаження, мм; k – стала величина, що дорівнює 0,26 мм для кульки і 0,2 мм для алмазного конуса; c – ціна поділки шкали індикаторного приладу, що відповідає проникненню наконечника на 0,002 мм.

Твердість за Роквеллом виражають в умовних одиницях і відлічують за шкалою індикатора безпосередньо в процесі випробування.

Шкалу, вид індентора й навантаження вибирають залежно від приблизної твердості HB випробуваного матеріалу за табл. 9.1.

Твердість за Роквеллом позначають цифрами, що характеризують число твердості, і буквами HR із зазначенням шкали твердості, наприклад: 60 HRC.

Таблиця 9.1

Вибір шкали твердості, навантаження й виду індентора

Приблизна твердість металу HB , кгс/мм ²	Позначення шкали	Вид індентора	Навантаження, кгс	Допустимі межі вимірювання твердості
60...240	B	Сталева кулька	100	25...100
240...495	C	Конус з твердого сплаву	150	20...67
240...900	C	Алмазний конус	150	20...67
390...900	A	Алмазний конус	60	70...90

Порівняно з методом Брінелля метод Роквелла є більш універсальним, оскільки дає змогу випробовувати метали і сплави будь-якої твердості, включаючи тверді сплави. За методом Роквелла можна також визначати твердість порівняно тонких зразків (завтовшки до 0,4 мм). З допомогою індикаторного приладу можна визначати число твердості безпосередньо відліком за шкалою, тому цей метод є продуктивнішим, проте точність визначення числа твердості нижча, через що необхідно проводити декілька вимірів і знаходити середню величину.

Метод вимірювання твердості за Віккерсом полягає у вдавлюванні в поверхню випробуваного зразка (виробу) чотиригранної алмазної піраміди. Після прикладання навантаження $P = 5, 10, 20, 30, 50$ або 100 кгс і витримки під навантаженням протягом певного часу (для чорних металів – $10 \dots 15$ с, для кольорових – (3 ± 2) с) навантаження знімають і вимірюють діагоналі відбитка.

Число твердості за Віккерсом HV визначається формулою

$$HV = 1,854 \frac{P}{d^2}, \quad (9.15)$$

де P – навантаження; d – довжина діагоналі.

Метод Віккерса використовують для визначення твердості деталей малої товщини і тонких поверхневих шарів, що мають високу твердість.

9.2. Механічні властивості, що визначаються під час динамічних випробувань

Основним видом динамічних випробувань є випробування на ударний згин спеціальних зразків з надрізом. Випробування проводять на маятникових копрах, що дає змогу визначити роботу, витрачену на руйнування зразка.

Випробування проводять на зразках з концентраторами трьох видів: U – з радіусом заокруглення концентратора $R = 1$ мм; V – з радіусом $R = 0,25$ мм і кутом 45° ; T – утомна тріщина. Відповідно ударна в'язкість позначається так: KCU, KCV, KCT .

Ударною в'язкістю називають питому роботу руйнування:

$$KCV = \frac{A}{F}, \quad (9.16)$$

де KCV – ударна в'язкість зразка при концентраторі типу V ; A – робота руйнування; F – площа поперечного перерізу зразка.

Ударна в'язкість характеризує надійність матеріалу, тобто опір крихкому руйнуванню.

9.3. Механічні властивості під дією циклічних навантажень

Поступове накопичення пошкоджень у металі під впливом циклічних навантажень, що призводить до утворення тріщин і руйнування, називають *утомою*, а властивість металу опиратися втомі – *витривалістю*.

Під час випробувань на втому визначають *межу витривалості* – найбільше значення максимального напруження циклу, при дії якого немає втомного руйнування зразка після довільної великої або заданої кількості циклів навантаження. Границю витривалості позначають σ_R (R – коефіцієнт асиметрії циклу), а при симетричному циклі – σ_{-1} .

Важливою характеристикою надійності матеріалу є *живучість*. Під живучістю розуміють довговічність деталі від моменту зародження тріщини розміром 0,5...1,0 мм до остаточного руйнування.

10. ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

10.1. Теплове розширення

Взаємодія між атомами, тобто конкуренція сил притягання й відштовхування, обумовлює існування певної відстані між ними. На рис. 10.1 зображено графік залежності енергії взаємодії двох атомів від відстані між ними.

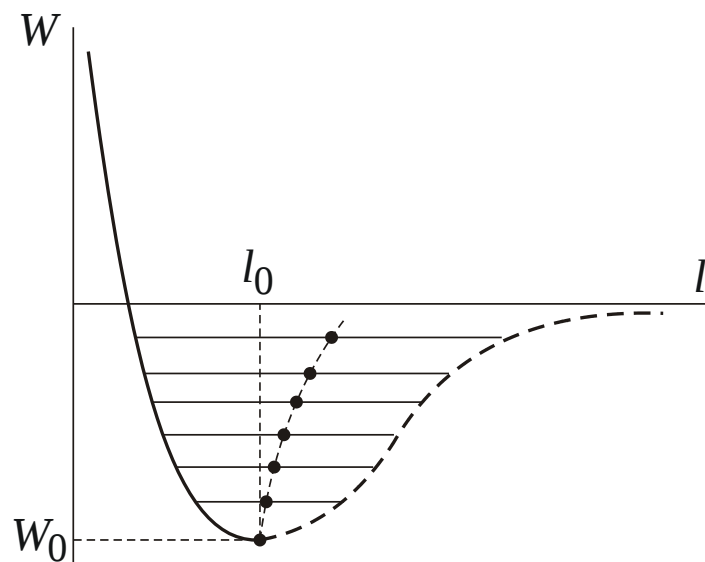


Рис. 10.1. Залежність енергії взаємодії двох атомів від відстані між ними

Крива $W(l)$ є несиметричною відносно прямої, що проходить через точку $l = l_0$. Це означає, що з підвищенням температури, коли теплова енергія атомів збільшується, збільшується не тільки амплітуда їх коливань, а й зміщується у бік великих значень центр, навколо якого ці коливання відбуваються, тобто збільшується «рівноважна» відстань між атомами. На рис. 10.1 це ілюструється лінією, проведеною через середини відрізків, що дорівнюють амплітудам коливань атомів. Інакше кажучи, відбувається теплове розширення кристала.

Отже, *теплове розширення* – змінення розмірів тіла в процесі його нагрівання при постійному тиску. Кількісно теплове розширення характеризується коефіцієнтом об'ємного теплового розширення

$$\alpha = (1/V)(\partial V/\partial T)_P, \quad (10.1)$$

де V – об'єм; T – температура; P – тиск. Для більшості тіл $\alpha > 0$. Для деяких твердих матеріалів, наприклад кварцу, інварних сплавів, коефіцієнт α є малим і практично постійним у широкому інтервалі температур. Щоб характеризувати теплове розширення анізотропних твердих тіл, окрім коефіцієнта об'ємного теплового розширення α вводять коефіцієнт лінійного теплового розширення

$$\alpha_l = 1/l(dl/dT)_P, \quad (10.2)$$

де l – початкова довжина тіла вздовж вибраного напрямку.

У загальному випадку

$$\alpha = \alpha_x + \alpha_y + \alpha_z, \quad (10.3)$$

причому відмінність чи рівність коефіцієнтів α_x , α_y , α_z уздовж кристалографічних осей x , y , z визначається симетрією кристала. Експериментальне визначення коефіцієнтів α та α_l здійснюється методами дилатометрії.

Найчастіше зі збільшенням енергії зв'язку між атомами коефіцієнт теплового розширення збільшується. Величина коефіцієнта теплового розширення значною мірою залежить від умісту домішок.

Таблиця 10.1

Енергія зв'язку та коефіцієнт лінійного теплового розширення
деяких металів

Метал	$E_{зв}$, кДж/г-атом	$\alpha_l \cdot 10^6$, K^{-1}
Магній	151	27,0
Алюміній	232	21,0
Мідь	340	16,6
Залізо	396	10,7
Титан	419	8,1
Цирконій	460	6,3
Молібден	670	5,3
Вольфрам	880	4,4

Коефіцієнт теплового лінійного розширення, очевидно, має бути зв'язаний з величинами, які визначають інші властивості. Справді, чим міцніше зв'язані атоми в кристалі, тобто чим більше модуль пружності, тим меншим буде коефіцієнт теплового лінійного розширення.

10.2. Сплави із заданим коефіцієнтом теплового розширення

У багатьох випадках необхідно використовувати сплави із заданим коефіцієнтом теплового розширення. Наприклад, для деталей приладів, коли потребується незмінність розмірів при зміні температури в процесі експлуатації, необхідно застосовувати сплави з мінімальним коефіцієнтом α – *інварні сплави*. Знижене значення α в інварних сплавах має феромагнітну природу. До цієї групи матеріалів належать сплави системи Fe – Ni (29...45 % Ni).

Особливу групу становлять сплави для паяння та зварювання зі склом. У цьому випадку коефіцієнт сплаву має відповідати коефіцієнту матеріалу, з яким здійснюється з'єднання у всьому інтервалі температур. До таких сплавів належить ковар (28,5...29,5 % Ni, 17...18 % Co), для якого $\alpha = (4,6...6,5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в інтервалі температур $-70...+420 \text{ }^\circ\text{C}$.

10.3. Теплоємність

Теплоємність – це відношення кількості теплоти ΔQ , наданої тілу, до відповідного підвищення температури ΔT (при $\Delta T \rightarrow 0$):

$$C = \lim_{\Delta T \rightarrow 0} (\Delta Q / \Delta T) = dQ / dT. \quad (10.4)$$

Зазвичай теплоємністю називають кількість теплоти, необхідної для змінення температури тіла на один градус. Теплоємність, віднесена до одиниці кількості речовини, називають *питомою*, а відношення теплоємності до кількості речовини – *молярною теплоємністю* C_μ .

В історії фізики 1819 рік відзначився важливою подією: французькі вчені П'єр Луї Дюлонг та Алексіс Терез Пті опублікували результати дослідів з вимірювання теплоємності твердих тіл. Узагальнивши ці результати, учені сформулювали фундаментальний закон, згідно з яким добуток теплоємності одного грама речовини на його молярну масу є величиною, що є практично постійною для всіх речовин і не залежить від температури, або, інакше кажучи, теплоємність у розрахунку на один моль для всіх речовин є однаковою – $25 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{K})$. Оскільки моль будь-якої речовини містить одну й ту саму кількість атомів, то закон Дюлонга – Пті означає, що для підвищення температури твердої речовини на один градус кожен її атом поглинає одну й ту саму кількість енергії. Тепло, що поглинається кристалом при його нагріванні, витрачається на збільшення інтенсивності теплового руху атомів. Відповідно до цього правила молярна теплоємність твердих тіл не має залежати ні від температури, ні від будь-яких характеристик кристалів.

Однак через деякий час після відкриття П. Л. Дюлонга та А. Т. Пті було виявлено, що тугоплавкі речовини, наприклад алмаз, не підпорядковуються цьому закону. Згодом, коли стало можливим проводити експерименти в області низьких температур, було встановлено, що теплоємність не є постійною величиною, як це передбачається в законі Дюлонга – Пті, а збільшується з підвищенням температури, наближаючись до значення $25 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$.

Як видно із рис. 10.2, теплоємність істотно залежить від температури, особливо в області низьких температур.

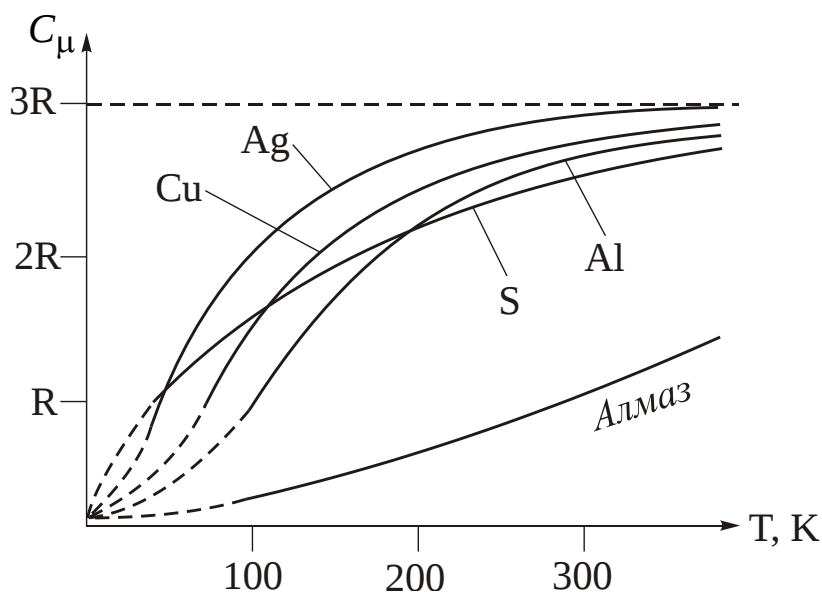


Рис. 10.2. Залежність теплоємності від температури для різних матеріалів

Хоча немає твердого тіла з теплоємністю, що відповідає класичному рівнянню у всьому температурному інтервалі, при підвищених температурах теплоємність більшості кристалів асимптотично наближається до значення $25 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$. При знижених температурах теплоємність завжди менше цього значення й наближається до нуля при $T \rightarrow 0 \text{ К}$. Експериментальні факти, що стосуються теплоємності твердих тіл, свідчать про таке: при високих температурах ($T > T_\theta$) теплоємність майже всіх твердих тіл наближається до значення $3N_A k$ (де N_A – число Авогадро, k – постійна Больцмана), тобто $25 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$; при низьких температурах теплоємність помітно зменшується і в області абсолютного нуля температур наближається до нуля за законом $C \sim T^3$ для діелектриків і за законом $C \sim T$ для металів. Якщо метал переходить у надпровідний стан, то теплоємність зменшується різкіше, ніж за законом $C \sim T$.

Відкриття П. Л. Дюлонга та А. Т. Пті стало першим етапом майже

вікової історії з'ясування природи теплоємності кристала. Два наступних етапи пов'язані з іменами Альберта Ейнштейна та Петера Дебая.

Фізичний сенс ідеї Ейнштейна полягає в такому. При низькій температурі теплова енергія, що є пропорційною температурі, може виявитися меншою за ту мінімальну «квантову порцію» енергії, яку атом, що коливається з частотою ν , може поглинути. З підвищенням температури кількість таких атомів збільшується. Таким чином, при $T < T_\theta$ зі зниженням температури теплоємність зменшується через зменшення кількості атомів, що мають енергію $h\nu$, а в області високих температур ($T \gg T_\theta$) починає діяти класична закономірність, а з нею і закон Дюлонга – Пті.

П. Дебай доповнив теорію Ейнштейна припущенням, що коливання взаємодійних атомів можна подати як сукупність хвиль, що слабо взаємодіють і поширюються у всьому кристалі. Хвилі, що поширюється і має частоту ν , можна поставити у відповідність деяку фіктивну частинку з енергією $h\nu$. Таку не реальну, а квазічастинку фізики називають «*фонон*». Квазічастинка – одне з фундаментальних уявлень, що є основою сучасної квантової теорії твердого тіла. Образ квазічастинок фізики використовують, описуючи практично всі властивості твердих тіл: теплові, електричні, магнітні тощо.

Отже, теплову енергію кристала можна вважати сумою енергій окремих фононів. П. Дебай показав, що якщо кристал складається з однакових атомів, то в області низьких температур його теплоємність при зміні температури підпорядковується закону $C \sim T^3$, що повністю збігається з експериментальними даними.

В органічних кристалах у вузлах знаходяться не атоми, а молекули складної форми, які при нагріванні не тільки коливаються навколо положення рівноваги, а й вібрують, періодично змінюючи свою форму. Такий тип теплового руху, природно, впливає на теплоємність. У шаруватих кристалах атоми по-різному коливаються в площині шару та в площині, перпендикулярній до неї, що також впливає на теплоємність. У металах є ще й вільні електрони, які мають свою теплоємність, що підпорядковується іншим законам.

При $T = 0$ К електрони не збуджені тепловим рухом і займають найнижчі енергетичні рівні (див. розд. 1). Найвищий з них при цій температурі називають рівнем Фермі, і йому відповідає енергія Фермі. При нагріванні електрони нижніх енергетичних рівнів не сприймають теплову енергію, тому що для цього треба перейти на вищі рівні, а вони зайняті. Теплову енергію сприйматимуть лише електрони, розташовані поблизу найвищого рівня, тому що для них є можливим перехід на рівні з більш високою енергією. Отже, теплову енергію сприймають лише деякі електрони, які й визначають теплоємність електронного газу. В області

високих температур, де справджується закон Дюлонга – Пті, електронний внесок у теплоємність металу є малим і становить близько 1 %. В області низьких температур ґраткова теплоємність $C_p \sim T^3$, а електронна – $C_e \sim T$. Як бачимо на рис. 10.3, нижче певної температури T^* електронна теплоємність стає більшою за ґраткову. Для металів ця температура становить близько 10 К.

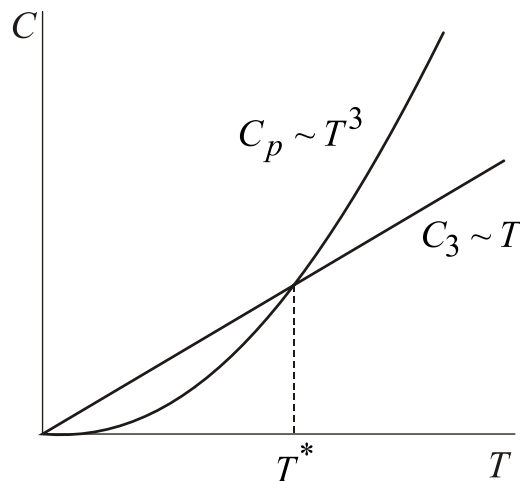


Рис. 10.3. Внесок електронної та ґраткової теплоємності при різних температурах

У магнітних матеріалах у всьому температурному інтервалі, де має місце впорядкування в системі магнітних моментів, значну частку повної теплоємності становить вклад, пов'язаний з магнітним порядком (тому що зміна ступеня впорядкування завжди означає зміну величини ентропії, отже, виникає вклад у теплоємність).

11. ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ

11.1. Жароміцність та її критерії

Жароміцністю називають здатність матеріалу тривалий час опиратися деформуванню й руйнуванню при підвищених температурах.

Умови, у яких працюють деталі, – дуже різноманітні; вирішальне значення під час вибору матеріалу мають температура, напруження, тривалість роботи під навантаженням.

Жароміцність – властивість, важлива під час вибору матеріалу, коли робочі температури деталей перевищують $0,3T_{пл}$. Багато деталей нагріваються до високих температур і зазнають дії великих навантажень. При високих температурах прискорюються дифузійні процеси, змінюється початкова структура матеріалу, а внаслідок цього і його механічні властивості.

При нагріванні послаблюються міжатомні зв'язки, що приводить до зменшення модулів пружності, також зменшуються границя міцності, границя плинності, твердість матеріалів.

Чим нижчою є температура сплаву $T_{пл}$, тим нижчими будуть допустимі температури експлуатації.

Під час тривалого навантаження при високих температурах у матеріалах відбуваються процеси повзучості й релаксації напружень.

Повзучість – повільне збільшення пластичної деформації під впливом напружень. Перша стадія повзучості характеризується поступовим зменшенням швидкості деформації до певної постійної величини. На другій стадії швидкість деформації залишається постійною, на третій – збільшується до руйнування. Ця стадія повзучості зазвичай є нетривалою і призводить до швидкого руйнування.

Розвиток кожної стадії залежить від температури й напруження.

Критеріями жароміцності є границя повзучості та границя тривалої міцності.

Границею повзучості називають напруження, під дією якого матеріал деформується на певну величину за певний час при заданій температурі. У позначенні границі повзучості вказують температуру, величину деформації та час, за який вона виникає.

Границею тривалої міцності називають напруження, яке спричиняє руйнування матеріалу при заданій температурі за певний час. У позначенні границі тривалої міцності вказують температуру та час до руйнування.

Границя тривалої міцності завжди є меншою за границю міцності, яка визначається під час короточасних випробувань при тій же температурі.

Повзучість спричиняє релаксацію напружень у матеріалах. Критерієм опору релаксації є зменшення напружень за певний час при заданій температурі.

Повзучість розвивається внаслідок переміщення дислокацій усередині зерен і ковзання по межах зерен та дифузійних процесів у матеріалах.

Переміщення дислокацій при температурах вище $0,3T_{пл}$ відбувається двома шляхами – ковзанням і переповзанням.

При нагріванні легувальні елементи й домішки, що утворювали скупчення (хмари) навколо дислокацій, розчиняються, що полегшує ковзання. Переповзання дислокацій відбувається внаслідок їх взаємодії з вакансіями, а нагрівання прискорює дифузійні процеси й полегшує переповзання.

Ковзання по межах зерен є зсувом зерен відносно один одного вздовж меж. Деформація буде тим більшою, чим дрібніше зерна.

Дифузійні процеси відбуваються всередині зерна та по його межах, проте внесок об'ємної дифузії є незначним і дифузія впливає лише при високих температурах (близько $0,9 T_{пл}$), а дифузія по межах зерен істотно впливає вже при температурі $(0,4...0,6) T_{пл}$.

Коли процеси переміщення дислокацій, ковзання по межах зерен та дифузії є незбалансованими, на межах зерен виникаються пори й швидко відбувається руйнування.

Таким чином, для забезпечення жароміцності потрібно обмежити рухливість дислокацій та уповільнити дифузію, що можна здійснити підвищенням міцності міжатомних зв'язків, створенням перешкод для переміщення дислокацій усередині зерен і на їх межах, збільшенням розмірів зерен. Для цього в матеріалах необхідно створити грубозернисту структуру з однорідним розподілом дрібних частинок зміцнювальних фаз усередині зерен і на їх межах. Наприклад, у сталях багатофазну структуру з дрібними частинками зміцнювальних фаз можна отримати шляхом гартування й відпускання, а в багатьох жароміцних сплавах – шляхом гартування й старіння.

Для отримання оптимальної структури в жароміцних сталях і сплавах застосовується комплексне легування. Легування підвищує жароміцність, але ефективність тверддорозчинного зміцнення є невисокою і зберігається до температур $(0,60 \dots 0,65) T_{пл}$.

Матеріали зі структурою твердого розчину за жароміцністю поступаються матеріалам, зміцненим дисперсними частинками. Ефективність зміцнення визначається властивостями частинок та їх розподілом. Чим дрібнішими є частинки і чим ближче знаходяться одна від одної, тим вищою є жароміцність матеріалу.

Особливістю структури жароміцних матеріалів є грубозернистість. Чим більшими є зерна, тим менша протяжність меж між ними і слабкіші ковзання по межах зерен і дифузійне перенесення.

Для підвищення жароміцності потребується зміцнення меж зерен шляхом легування елементами, унаслідок чого уповільнюється ковзання по межах зерен і нейтралізується дія шкідливих домішок. З цією метою в жароміцні сталі та сплави вводять малі домішки $(0,01 \dots 0,10 \%)$ легувальних елементів, які концентруються на межах зерен, наприклад бор, церій та інші рідкісноземельні метали.

Додатковим заходом підвищення жароміцності є термомеханічне оброблення. Унаслідок ТМО формується стійка при нагріванні структура.

11.2. Жароміцні сталі

Оскільки жароміцність матеріалу залежить від його схильності до повзучості, усі фактори, що перешкоджають повзучості, сприятимуть підвищенню жароміцності.

Виходячи з цього, можна стверджувати, що керувати характеристиками жароміцності можна за допомогою трьох основних факторів: границі пружності; температури рекристалізації; швидкості процесів рекристалізації. Вплив цих факторів слід розглядати в сукупності, ураховуючи, що вони визначаються складом сплаву та його структурним станом.

Насамперед як основу жароміцного сплаву вибирають метал із максимальною температурою плавлення. Потім цей метал легують. Основна мета цього процесу – створення сприятливих умов для подальшого зміцнювального термооброблення, причому основне зміцнення відбувається внаслідок дрібнодисперсного виділення надлишкових фаз із пересиченого твердого розчину, який фіксується при загартуванні.

Далі як основу жароміцної матриці вибирають метал з максимальною щільністю пакування атомів у ґратці, тому як жароміцні матеріали використовуються метали з ґраткою К12, подібною до ґратки аустеніту, у якій дифузійні процеси відбуваються дуже повільно.

В авіаційній галузі поширення набули жароміцні сталі двох класів – з карбідним та інтерметалідним зміцненням.

Сталі з карбідним зміцненням 40X15H7Г7Ф2МС та 37X12H8Г8МФБ широко застосовуються для малонавантажених лопаток газових турбін, кріпильних деталей, дисків і корпусів турбін та інших аналогічних деталей. Зміцнювальне термооброблення полягає в загартуванні у воді при температурі 1050...1150 °С і подальшому старінні при температурі 650...700 °С (наближено до робочих температур експлуатації) протягом 10...16 год. Основною зміцнювальною фазою є карбіди, що утворюються при високому вмісті вуглецю.

Сталі інтерметалідного класу мають таке саме призначення, що й сталі карбідного класу, але зміцнення при старінні відбувається внаслідок виділення з пересиченого твердого розчину дрібнодисперсних утворень надлишкових інтерметалідних фаз. Широкого застосування набули сталі 10X11H20ТЗР та 10X11H23ТЗМР.

11.3. Жароміцні деформівні нікелеві сплави

Жароміцні деформівні нікелеві сплави називають німоніками. Склад першого сплаву підбирався експериментально шляхом додаткового легування ніхрому (80 % Ni + 20 % Cr) титаном та алюмінієм. Склад німоніків виявився настільки вдалим, що їх застосовують дотепер, наприклад перший німонік ХН77ТЮ леговано 20 % Cr, 2,5 % Ti та 0,75 % Al. Різні модифікації цього сплаву характеризуються більш-менш жорстко витриманим хімічним складом.

Німонік Х77ТЮР – це сплав, легований бором (0,005...0,008 %). Якщо сплав виплавляють у вакуумно-дугових печах, то його маркують УВД (літера У вказує, що допускаються менші інтервали вмісту легувальних елементів порівняно зі стандартним сплавом).

Завдяки додатковому легуванню сплавів молібденом і вольфрамом отримано сплав з більшою жароміцністю, оскільки вміст γ' -фази збільшився до 15...20 %.

Найвищою жароміцністю характеризуються сплави ЭП741 та ЭП742, у

яких уміст γ' -фази становить 45...55 %. Сплави характеризуються також підвищеним умістом карбідної фази, яка не розчиняється в матриці сплаву до температури солідуса.

11.4. Жароміцні ливарні нікелеві сплави

Жароміцні ливарні нікелеві сплави порівняно з деформівними мають такі переваги:

1) вищі жароміцні властивості при високих температурах у зв'язку з можливістю введення у сплав легувальних елементів у великих концентраціях, оскільки не потребується висока технологічна пластичність при отриманні фасонних виливків;

2) більш високий коефіцієнт використання металу (КВМ) (0,80...0,95 замість 0,15...0,25 для деформівних сплавів);

3) менша трудомісткість виготовлення типових деталей (при виготовленні лопаток турбіни трудомісткість зменшується у 3-4 рази);

4) можливість отримання порожнистих водоохолоджуваних лопаток.

Основний недолік цих сплавів – знижена пластичність, особливо в інтервалі робочих температур.

За хімічним складом ливарні сплави близькі до високожароміцних деформівних сплавів. Структура ливарних сплавів є такою: γ -розчин і γ' -фаза (50...60 %), карбіди, карбонітриди й бори́ди.

Найбільшого поширення набули жароміцні ливарні сплави серії ЖС: ЖС3; ЖС6; ЖС6К; ЖС6КП; ЖС6У; ЖС6Ф. Сплави цієї серії леговано γ' -утворювальними (Al, Ti, Nb, V) і γ -стабілізувальними (Mo, Cr, W) елементами. Першим було розроблено сплав ЖС3. Сплав ЖС6 відрізняється від ЖС3 меншим умістом хрому та більшим умістом інших легувальних елементів. Сплав ЖС6К, додатково легований кобальтом, призначено для виготовлення деталей, що працюють при температурі 800...1050 °С. Шляхом удосконалення технології виплавлення вдалося суттєво підвищити технологічну пластичність цього сплаву. Зараз із нього виготовляють деталі методом деформування (ЖС6КП).

Ще вищу жароміцність має сплав ЖС6У, який може мати спрямовану структуру, отриману методом спрямованої кристалізації (ЖС6УН). Найвищу жароміцність має сплав ЖС6Ф, за тривалою міцністю, опором повзучості, тимчасовим опором розриву, границею плинності в інтервалі температур 900...1050 °С перевершує сплав ЖС6У.

11.5. Жароміцні титанові сплави

Жароміцні титанові сплави можуть бути однофазними α -сплавами та двофазними ($\alpha+\beta$)-сплавами. При створенні жароміцних титанових сплавів як легувальні елементи застосовуються α -стабілізатори Al, Zr, Sn, а також ізоморфні β -стабілізатори Mo і Nb та евтектоїдоутворювальні елементи Cr і Si.

Сплави з переважанням α -фази здатні зберігати характеристики міцності до більш високих температур порівняно з $(\alpha+\beta)$ -сплавами.

При помірно високих температурах застосовуються двофазні $(\alpha+\beta)$ -сплави, а при високих – сплави на основі α -фази.

Як жароміцні титанові сплави найчастіше застосовуються двофазні сплави BT3-1, BT8, BT9, BT25, а також псевдо- α -сплав BT18.

Зі сплавів BT3-1 виготовляють деталі, що працюють при температурах до 450 °С, зі сплавів BT8 та BT9 – до 500 °С. Границя тривалої міцності цих сплавів $\sigma_{100} = 500$ і 600 МПа відповідно, але сплав BT8 при температурі 500 °С є більш термічно стабільним, ніж сплав BT9. При температурі 500 °С сплав BT25 поєднує в собі високу жароміцність сплаву BT9 і термічну стабільність сплаву BT8. При температурі 500 °С тривала міцність сплаву BT25 $\sigma_{100} = 650$ МПа, ресурс роботи цього сплаву при температурі 500 °С дорівнює 6000 год, а при 550 °С – 3000 год.

Сплав BT18 застосовують при температурах 500...600 °С з ресурсом до 500 год, короткочасно сплав може працювати при температурі 800 °С.

Останніми роками розроблено нові жароміцні $(\alpha+\beta)$ -сплави BT28, BT33, BT35 для поковок і штамповок.

Сплав BT28 є найбільш жароміцним серед наявних титанових сплавів при температурі експлуатації 600...650 °С.

Сплав BT33 поєднує високу технологічну пластичність при холодній деформації з високим опором сольовій корозії під напруженням при температурах до 400 °С. Цей сплав призначено для тривалої роботи при температурі 400...450 °С, а в умовах морської атмосфери – до 400 °С.

Високоміцний і жароміцний сплав BT35 має високу міцність при 20 °С (1150...1300 МПа) і високі жароміцні властивості при температурах 500...600 °С.

11.6. Тугоплавкі метали та сплави

У порядку зменшення температури плавлення $T_{пл}$ тугоплавкі метали можна розташувати таким чином:

- вольфрам – 3410 °С;
- реній – 3180 °С;
- тантал – 2996 °С;
- молібден – 2625 °С;
- ніобій – 2468 °С;
- гафній – 2222 °С;
- хром – 1903 °С;
- ванадій – 1900 °С;
- цирконій – 1850 °С.

Істотний недолік тугоплавких металів – їх схильність до окиснення, тому при високих температурах ці метали можна експлуатувати лише за

наявності захисних покриттів. Більшість тугоплавких металів є непоганими розчинниками, і їх можна легувати, але легувальні елементи мають бути також тугоплавкими, щоб не знижувалася температура плавлення. Тугоплавкі метали легують, щоб зменшити їх схильність до крихкого руйнування при низьких температурах і підвищити міцнісні та жароміцнісні характеристики. Усі тугоплавкі метали високої чистоти мають досить високу пластичність. Легувальні елементи й домішки зазвичай знижують пластичність тугоплавких металів. Тугоплавкі метали та їх сплави часто застосовують у деформованому стані без будь-якої термообробки або після відпалювання.

Вольфрам та його сплави

Істотними недоліками вольфраму є малий опір окисненню на повітрі при температурах вище 500 °С і низька технологічна пластичність під час оброблення тиском. Жароміцні вольфрамові сплави застосовуються для роботи при температурі 1650...2200 °С, а іноді й вище.

За механізмом зміцнення вольфрамові метали можна поділити на дві групи:

- сплави – тверді розчини легувальних елементів у вольфрамі;
- сплави, що зміцнюються дисперсними частинками тугоплавких надлишкових фаз.

Сплави системи W – Nb. Вольфрам з ніобієм утворює безперервний ряд твердих розчинів, але практичного застосування набули сплави з умістом 0,3...2 % Nb (за масою). Після відпалювання сплави мають структуру однофазного твердого розчину і досить високу технологічну пластичність при обробці тиском.

Сплави системи W – Mo. Вольфрам з молібденом утворює безперервний ряд твердих розчинів, але найчастіше застосовуються сплави, що містять 10...15 % Mo, які одержують вакуумним плавленням, і 20...50 % Mo, які одержують методами порошкової металургії.

Вольфрамові сплави для експлуатації в області високих температур мають захисні покриття з Al_2O_3 та ZrO_2 , які наносяться плазмовим напиленням за допомогою плазмотронів. Ці покриття дають змогу експлуатувати вольфрамові сплави при температурі 2000 °С. При робочій температурі до 2200 °С найбільш придатними є покриття зі сплаву гафнію з умістом танталу 25 %.

Молібден та його сплави

До недоліків молібдену належать: сильна окиснюваність на повітрі при температурах вище 500 °С; низька технологічна пластичність у литому стані та холодноламкість у деформованому; підвищена крихкість зварних з'єднань.

Молібден і сплави на його основі рекомендується застосовувати для роботи при температурі 1200...1600 °С.

Промислові молібденові метали поділяють на дві групи:

- сплави, що зміцнюються нагартуванням;
- сплави, що зміцнюються термообробленням.

Сплави першої групи, що є найпоширенішими, містять легувальні елементи, які є не лише ефективними зміцнювачами, а й одночасно мають підвищувати температуру рекристалізації. Для цього найчастіше використовують титан, цирконій, ніобій і гафній.

Сплави системи Мо – Ті. Застосовується сплав Мо – 0,5 % Ті, який є однофазним твердим розчином. Невелика домішка титану підвищує короточасну й тривалу міцність при високих температурах.

Сплави системи Мо – Ні – С. Промисловим сплавом цієї системи є сплав ТСМЗ. Його структура є твердим розчином нікелю й вуглецю в молібдені і частинок карбіду Mo_2C . Нікель, на відміну від інших легувальних елементів, знижує міцність і підвищує пластичність при кімнатній температурі, а при високій температурі сприяє зміцненню молібдену.

Сплави системи Мо – Ті – Zr. Промислове значення мають сплави цієї системи ВМ1 і ВМ2, що є однорідними твердими розчинами титану й цирконію в молібдені.

В інших сплавах, наприклад ВМ3, як зміцнювальна домішка вводиться вуглець разом з активними карбідоутворювачами (титаном, цирконієм, танталом, гафнієм).

У цих сплавах високий рівень міцності забезпечується додатковим зміцненням матриці високодисперсними частинками карбідів TiC , ZrC , TaC , HfC . Гетерофазні сплави з карбідним зміцненням характеризуються високими механічними характеристиками при кімнатній і підвищеній температурах.

У конструкціях літальних апаратів молібден та його сплави застосовуються із захисними покриттями. Без захисних покриттів молібден можна застосовувати в апаратах одноразового використання та у вакуумі. При температурі до 1100 °С для захисту молібдену рекомендується наносити металеві покриття, що складаються з одного або декількох шарів різних металів (нікелю, хрому, платини). Термін експлуатації покриттів у повітряній атмосфері становить приблизно 1000 год.

При температурах 1100...1500 °С застосовуються покриття з тугоплавких оксидів (Zr_2O_3 , Al_2O_3 , Cr_2O_3), зцементованих склоподібною зв'язкою. Термін експлуатації таких покриттів при 1200...1300 °С – кілька сотень годин. Для температурного інтервалу 1500...1800 °С найбільш ефективними є силіцидні покриття на основі MoSi_2 , термін експлуатації яких становить кілька десятків годин.

Хром та його сплави

Наявні хромові сплави умовно поділяють на дві групи:

- 1) слабологовані сплави – леговані тугоплавкими металами та РЗМ;
- 2) високолеговані сплави на базі подвійних систем Cr – Ni, Cr – Co тощо, які містять значну кількість нікелю, кобальту (30...40 %) та інших легувальних елементів.

Під час легування хромових сплавів карбідоутворювальними елементами матеріал найменше зміцнюється при введенні в хром карбідів цирконію й гафнію, а найбільше – при введенні карбідів ніобію й танталу. Цей ефект пояснюється низькою розчинністю цирконію в хромі, що гальмує подрібнення карбідів при розчиненні й сприяє збереженню міцності.

Слабологовані хромові сплави з дисперсним зміцненням піддаються рекристалізаційному відпалюванню при температурі 1300...1425 °С протягом однієї години. Остаточне термооброблення полягає в загартуванні при температурі 1540...1600 °С і в подальшому старінні при температурі 1150 °С протягом 5...25 год.

Високолеговані хромові сплави мають більш високі міцність і жаростійкість при температурах вище 900 °С. Основний їх недолік – низька пластичність не тільки при кімнатній, але й при високих температурах.

Ванадій та його сплави

Наявні ванадієві сплави можна умовно поділити на дві групи:

- 1) слабологовані й пластичні сплави на базі подвійної системи V – Ti з різними легувальними елементами;
- 2) високолеговані й більш міцні сплави на базі систем V – Nb, V – Nb – Ta.

Сплави в системі V – Ti є найбільш пластичними, тому з них можна отримувати різні деформовані напівфабрикати як у гарячому, так і в холодному станах.

Найбільш перспективними вважаються сплави ванадію, що містять до 40 % Ti та невеликі домішки інших елементів (хрому, алюмінію, кремнію).

Останніми роками набули поширення сплави V – Nb і V – Nb – Ta, що містять крім титану інші легувальні елементи (Si, Zr, Hf, C тощо). Ці сплави мають більш високу жароміцність.

Якщо хімічний склад ускладнюється, то підвищується жароміцність, але знижується пластичність. Ванадій та його сплави застосовуються як деформовані напівфабрикати, оскільки в литому стані їх механічні властивості є низькими.

Для експлуатації в повітряній або агресивній газовій атмосфері ванадієві сплави мають бути захищені спеціальними покриттями. Надійними захисними покриттями для ванадієвих сплавів є силіцидні покриття, які при робочих температурах до 1200 °С можуть працювати понад кілька сотень годин.

12. ЗНОШЕННЯ

На роботоздатність матеріалів в умовах тертя впливають внутрішні фактори, що визначаються властивостями матеріалів, і зовнішні, що характеризують вид тертя (ковзання, кочення) і режим роботи (швидкість відносного переміщення, характер навантаження, температура робочого середовища).

12.1. Види зношення

Деталі, що працюють в умовах тертя, поділяють на дві групи:

1. Деталі, що утворюють пари тертя. Для таких деталей характерними є абразивне (твердими частинками, які потрапляють у зону контакту), адгезійне, окисне, утомне зношення та фретинг-процес.

2. Деталі, зношення яких спричиняється робочим середовищем (рідиною, газом тощо). Для таких деталей типовими є абразивне, гідро- та газоабразивне, ерозійне, гідро- та газоерозійне, кавітаційне зношення.

Існує багато різних видів зношення залежно від закономірностей його проходження.

Причина зношення деталей, що утворюють пари тертя, – багаторазове деформування ділянок контактної поверхні, їх зміцнення та знеміцнення, змінення структури, розвиток процесів утоми, що відбуваються під дією сил тертя.

Розрізняють три види *механічної взаємодії*: пружне контактування, пластичне деформування й мікрорізання.

При пружному контактуванні інтенсивність зношування є мінімальною. При пластичному деформуванні інтенсивність зношування збільшується на кілька порядків, що пов'язано з тим, що ділянки поверхні під впливом пластичної деформації інтенсивно зміцнюються і з вичерпанням запасу пластичності крихко руйнуються. Цьому сприяє й посилення адгезійної взаємодії. Мікрорізання спричиняє інтенсивне руйнування поверхневого шару і тому належить до недопустимих механізмів зношування.

Розрізняють два види *адгезійної взаємодії*: схоплювання й руйнування поверхневих плівок; схоплювання металевих поверхонь, що супроводжується заїданням, тобто глибинним вириванням.

Схоплювання й руйнування на поверхні відбувається по оксидних або адсорбованих плівках, які завжди є на поверхні деталей, що труться. Швидкість утворення оксидних плівок зазвичай висока, особливо при високих температурах на поверхнях тертя. Руйнування поверхні шляхом зрізування оксидних плівок називають *окиснювальним зношенням*. Це найбільш сприятливий вид зношення, при якому процеси руйнування локалізуються в найтонших поверхневих шарах.

Схоплювання металевих поверхонь виникає між чистими поверхнями

тертя, наприклад, при руйнуванні плівок у місцях контакту. У цьому випадку між чистими ділянками утворюються адгезійні зв'язки, міцність яких є більшою за міцність одного з матеріалів пари тертя, що призводить до зрізування глибше від місця схоплювання в менш міцному матеріалі. Унаслідок цього на одній поверхні тертя утворюються заглибини, на іншій – вирвані частинки, що призводить до інтенсивного руйнування. Руйнування поверхонь тертя при схоплюванні (заїданні) називають *адгезійним зношенням*. Це найбільш небезпечний вид зношення.

12.2. Шляхи підвищення зносостійкості матеріалів

Існують два основні шляхи підвищення зносостійкості: збільшення твердості тертьових поверхонь; зниження міцності адгезійного зв'язку.

Підвищення твердості призводить до зменшення інтенсивності пластичної деформації та виключення мікрорізання поверхонь тертя, чим забезпечується можливе пружне деформування ділянок контакту.

Зниження міцності адгезійного зв'язку є необхідним для запобігання схоплюванню металевих поверхонь, що можна забезпечити застосуванням мастильного матеріалу для розділення поверхонь тертя. При використанні рідкого мастила коефіцієнт тертя є мінімальним (0,005...0,010), зносу практично немає. При використанні твердого мастила (графіту і MoS_2) коефіцієнт тертя є більшим (0,02...0,15). Однак використання мастильних матеріалів не гарантує відсутності схоплювання. Тверді мастильні матеріали поступово зношуються, а умови рідкого мастила порушуються через несприятливі режими роботи деталей, тому необхідно забезпечити сумісність пари тертя.

Під *сумісністю пари тертя* розуміють здатність матеріалів запобігати схоплюванню при роботі без мастильного матеріалу або в умовах порушення суцільності масляного шару. Сумісність можна забезпечити кількома способами.

По-перше, потрібно правильно вибрати матеріали пари тертя, тому що схоплювання є особливо небезпечним при контакті двох поверхонь з твердих матеріалів і спричиняє значне пошкодження обох поверхонь тертя в разі руйнування захисних плівок. Якщо контактують поверхні твердого й м'якого матеріалів схоплювання виявляється в менш небезпечній формі. Наприклад, для сталей і чавунів в умовах тертя ковзання кращим матеріалом сполучної деталі є ті кольорові метали та сплави, у структурі яких є м'яка або легкоплавка складова, що виключає пошкодження сполучної поверхні та схоплювання. Тонка плівка м'якого металу не тільки зменшує силовий вплив у місцях контакту, але при важких режимах тертя через сильне розм'якшення може бути твердим мастилом.

Другий спосіб забезпечення сумісності пар тертя – використання захисних оксидних плівок, властивості яких залежать від їх складу, товщини, а також від властивостей металевої основи, що збільшується з

підвищенню її твердості. Якщо оксид твердий і міцний, а метал основи м'який, то плівка легко руйнується і захоплювання розвивається при малому навантаженні. Прикладом цього є алюміній, свинець і більшість пластичних металів, у тому числі й титан. Але якщо титан азотувати, то оксидна плівка формується на твердій основі і титан стає зносостійким.

Тонкі міцні оксидні плівки здатні деформуватися разом з металом при великому навантаженні, утворюють хром, сталь, а також мідь. Стійкість до захоплювання загартованих сталей значно вища, ніж нормалізованих і відпалених. З цієї причини загартовані сталі й сталі, зміцнені хіміко-термічною обробкою, – основний матеріал для однієї з деталей пари тертя.

У разі теплового захоплювання захисні властивості оксидних плівок залежать від здатності металу-основи зберігати високу твердість при нагріванні, тобто перевагу мають теплостійкі матеріали.

Третій спосіб забезпечення сумісності пари тертя – розділення поверхонь тертя плівками полімерів (фторопласту, поліаміду тощо), що мають низький коефіцієнт тертя.

Роботоздатність багатьох вузлів тертя залежить від швидкості розвитку поверхневого втомного викришування, зумовленого процесами зародження в поверхневому шарі втомних тріщин, їх розвитком углиб шару й відділенням частинок з утворенням ямок викришування.

Опір матеріалу поверхневому викришуванню називають *контактною витривалістю*. Ця властивість характеризується *межею контактної витривалості*. Підвищення контактної витривалості ґрунтується на збільшенні опору поверхневого шару деталей розвитку пластичної деформації.

Місця сполучення деталей, що знаходяться в дуже малому відносному переміщенні, схильні до особливого виду зношення – *фретинг-процесу*. На поверхні виникають пошкодження у вигляді ямок і виразок, небезпечних тим, що суттєво знижують опір утомі деталей.

Основні методи захисту при такому виді зношення полягають у підвищенні твердості (цементациєю, азотуванням) поверхонь, що контактують, або в застосуванні мастильних матеріалів, лаків, покриттів із полімерів, що ускладнюють металевий контакт поверхонь тертя та доступ до нього кисню.

Залежно від механічних і фрикційних властивостей зносостійкі матеріали поділяють на три групи: матеріали із високою твердістю поверхні; антифрикційні матеріали; фрикційні матеріали.

12.3. Зносостійкі сталі

В умовах динамічних навантажень і кавітаційної ерозії застосовуються різні марки зносостійких сталей.

Для деталей, що працюють в умовах підвищеного тертя ковзання,

високих механічних тисків та ударів, що спричиняють поверхневий наклеп, використовується високомарганцевиста лита сталь Г13Л (сталь Гадфільда), що містить 0,9...1,3 % С та 11,5...14,5 % Мп. Це перша промислова легована сталь, що застосовується з 1882 року.

Після лиття структура сталі набуває структури аустеніту й карбідів типу M_3C . Розчинення карбідів відбувається при температурі нагрівання під загартування (1050...1150 °С). Після загартування у воді сталь набуває аустенітної структури. Характерною особливістю марганцевистого аустеніту є його підвищена схильність до наклепу.

У процесі експлуатації при ударних навантаженнях відбувається інтенсивне дроблення блоків аустенітних зерен, часткове перетворення аустеніту на мартенсит. Усе це приводить до різкого гальмування дислокацій, що сприяє підвищенню твердості та міцності.

Сталі другої групи застосовуються для виготовлення деталей, які мають бути зносостійкими під час взаємодії з потоком рідини, тобто в умовах особливого виду руйнування – кавітаційної ерозії, що є наслідком утворення в потоці рідини, що рухається, різних порожнин, парогазових бульбашок тощо, через збільшення й подальше зляскування яких створюється багаторазовий мікроударний вплив. У поверхневому шарі металу виникає складнонапружений стан і створюються умови для зародження й розвитку тріщин. Спочатку кавітаційна ерозія має локальний характер, але поступово захоплює значну поверхню деталі й проникає на велику глибину.

Для виготовлення деталей, здатних протистояти кавітаційній ерозії, застосовуються сталі аустенітного класу (12Х18Н9Т, 30Х10Г10, 08Х14АГ12, 08Х14АГ12М), які в процесі мікроударного впливу зміцнюються та підвищується їх опір ерозії. Високу кавітаційну стійкість мають також мартенситостаріючі сталі, але вони дорожчі.

12.4. Підшипникові сталі

За хімічним складом підшипникові сталі – це високовуглецеві сталі, що містять близько 1 % вуглецю і до 1,5 % хрому. Такий хімічний склад забезпечує високі твердість, зносостійкість та опір контактній утомі. Ставляться також високі вимоги щодо вмісту неметалевих включень, оскільки, потрапляючи в поверхневий шар, вони стають концентраторами напружень і спричиняють передчасне руйнування від утомленості. Недопустимою є також карбідна неоднорідність.

Для виготовлення підшипників найчастіше застосовуються сталі ШХ4, ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ. Типовий режим зміцнювальної термообробки сталей – це загартування в маслі при температурі 830...860 °С і подальше низьке відпускання при температурі 150...200 °С.

Для роботи в агресивних середовищах використовують нержавіючу високовуглецеву сталь 95Х18, яка гартується в маслі при температурі

1050...1070 °C і піддається низькому відпусканню при температурі 150...160 °C. Оскільки сталь – високовуглецева й високолегована, у структурі загартованої сталі є велика кількість залишкового аустеніту $A_{\text{зал}}$, для усунення якого та стабілізації розмірів підшипників застосовують оброблення холодом при -70 °C протягом 1,5...2,5 год залежно від розмірів підшипників.

Підшипники великих розмірів для енергетичних установок і турбін виготовляють із хромонікелевої сталі 20X2H4 із застосуванням одного з видів зміцнювальної термообробки.

12.5. Підшипникові сплави

Підшипниковими називають сплави, з яких виготовляють вкладиші підшипників. Незважаючи на все більше застосування в машинах підшипників кочення (кулькових або роликових), підшипники ковзання також використовуються досить широко.

Для виготовлення підшипників ковзання застосовуються чавун, бронза й легкоплавкі сплави на основі свинцю, олова, цинку або алюмінію, так звані бабіти.

До підшипникових сплавів ставляться такі вимоги:

- 1) найменший знос підшипника та вала;
- 2) малий коефіцієнт тертя;
- 3) відмінна припрацьовуваність, тобто мінімальний час до набирання підшипником контурів конфігурації вала;
- 4) здатність витримувати високий питомий тиск, тобто достатня міцність і водночас задовільна пластичність, що виключають явища викришування;
- 5) достатня теплостійкість;
- 6) нижча твердість порівнянно з твердістю вала (під час ремонту підшипник легше замінити, ніж вал);
- 7) висока теплопровідність;
- 8) задовільні технологічні якості – хороші ливарні властивості, можливість наплавлення на сталь, оброблюваність різанням тощо;
- 9) опір корозії;
- 10) забезпечення задовільного змащування.

Для забезпечення більшості цих властивостей структура антифрикційних сплавів має бути гетерогенною, що складається з м'якої пластичної основи та включень твердих частинок (рис. 12.1). Подібна структура забезпечує не тільки хороше змащування, але й хороше припрацьовання, оскільки тверді частинки в першому періоді роботи тертьової пари вдавлюються в м'яку основу, унаслідок чого відбувається

більш рівномірний розподіл тиску з боку вала. Тверді частинки (піщинки тощо), що випадково трапляються при експлуатації, також вдавлюються в пластичну основу і тому не дряпають вал.

Для підшипників ковзання найчастіше застосовуються сплави на олов'яній і свинцевій основах (бабіти), сплави на цинковій та алюмінієвій основах, а також сплави на мідній основі (бронзи).

Бронзові вкладиші виготовляють із олов'янистої та свинцевистої бронз. Завдяки неоднорідній структурі бронзи мастило добре утримується на поверхні вкладиша. Бронзи мають високу міцність, тому бронзові вкладиші застосовуються для виготовлення відповідальних підшипників, що працюють у важких умовах (великий питомий тиск, велика кількість обертів).

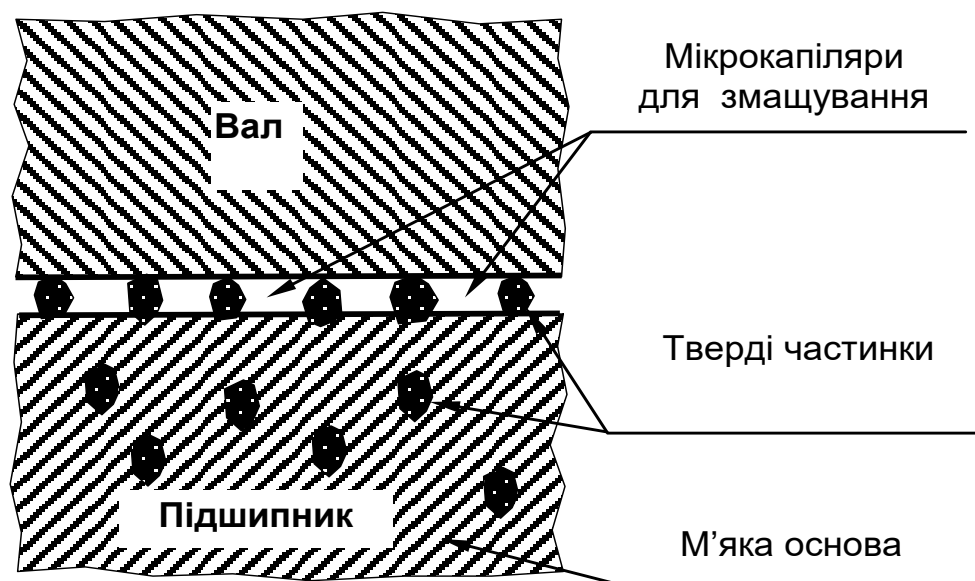


Рис. 12.1. Схема гетерогенної структури підшипникових сплавів

При використанні дуже м'яких легкоплавких підшипникових сплавів (бабітів) забезпечується менше зношення вала. Бабіти, крім того, мають мінімальний коефіцієнт тертя зі сталлю і добре утримують мастило.

Легкоплавкі підшипникові сплави (бабіти)

До легкоплавких підшипникових сплавів належать сплави систем Pb – Sb, Sn – Sb та Pb – Sn – Sb, а також цинкові бабіти на основі цинку (з домішками міді й алюмінію) та алюмінієві бабіти на основі алюмінію (з домішками міді, нікелю, сурми). Ці антифрикційні сплави називають бабітами на ім'я американського винахідника І. Бабіта.

У табл. 12.1 наведено склад і призначення часто застосовуваних

бабітів. Бабіти Б88 і Б83 є багатокомпонентними сплавами, але їх основою є система олово – сурма. Ці бабіти застосовуються для відцентрового заливання вкладишів підшипників. Після лиття бабіти зазвичай мають мікроструктуру, яка складається з м'якої пластичної основи, що є твердим розчином на олов'яній основі, і включень структурно вільних твердих інтерметалідів SnSb і Cu_6Sn_5 . Така структура сплаву забезпечує хороші антифрикційні властивості, причому тверді кристали SnSb і Cu_6Sn_5 відіграють роль опорних частинок, що витримують основне навантаження вала. При роботі тертьової пари на основі олова виробляється твердий розчин, що забезпечує можливість рівномірного розподілу мастила.

У системі $\text{Pb} - \text{Sb}$ евтектика складається з 13 % сурми та 87 % свинцю. Очевидно, що доевтектичні сплави, які мають структуру свинцю та порівняно невелику кількість евтектики, є надто м'якими, і тому найкращими є заевтектичні сплави, що містять 16...18 % Sb . М'якою основою є евтектика, а твердими включеннями – кристали сурми, кількість яких становить близько 5 % від загального обсягу сплаву.

Таблиця 12.1

Склад і призначення бабітів

Сплав	Уміст елементів, %					Призначення
	Sb	Cu	Cd	Sn	Інші	
Б88	4,3...7,8	2,5...3,5	0,8...1,2	Основа	0,15...0,25 Ni	Важконавантажені машини, парові турбіни
Б83	10...12	5,5...6,5	–	Основа	–	-//-
БН	13...15	1,5...2,0	0,1...0,7	9...11	0,1...0,5 Ni 0,5...0,9 As	Машини середнього навантаження
Б16	15...17	1,5...2,0	–	15...17	–	Автомобільні двигуни
БС6	5,5...6,5	0,1...0,3	–	5,5...6,5	–	-//-
<i>Примітка.</i> У всіх сплавах, крім Б88 і Б83, основа – свинець						

М'якою основою олов'яно-свинцево-сурм'янистого підшипникового сплаву є твердий розчин на базі свинцю, а твердими включеннями – частинки сполуки SnSb .

Перелічені сплави зазвичай містять домішку міді, яка, з одного боку, зменшує ліквіацію за густиною, а з іншого – утворює сполуку Cu_3Sn , що відіграє роль твердих включень.

Олов'яно-сурм'яністі бабіти (Б88, Б83) мають кращі властивості. Олов'яна основа – в'язка, пластична і менш схильна до руйнування від утомленості. На другому місці стоїть олов'яно-свинцево-сурм'янистий бабіт Б16, у якому м'яка основа – свинець. Олов'яно-свинцево-сурм'яністі бабіти значно дешевші за олов'яно-свинцеві, а за якістю поступаються їм незначно. За своїми якостями свинцево-сурм'янистий бабіт БС гірший, тому що його основою є недостатньо пластична евтектика.

Бабіт БК, що застосовується в залізничному транспорті, і бабіт БС – відносно дешеві сплави. Їх структурна основа – свинець, тверді включення – хімічні сполуки свинцю з кальцієм і натрієм (табл. 12.2).

Таблиця 12.2

Хімічний склад кальцієвих бабітів

Сплав	Уміст елементів, %				
	Ca	Na	Sn	Mg	Al
БКА	0,45...1,15	0,7...0,9	–	–	0,5...0,2
БК2	0,30...0,55	0,2...0,4	1,5...2,1	0,06...0,11	–
БК2Ш	0,65...0,9	0,7...0,9	1,5...2,1	0,11...0,16	–
Інше – свинець					

Цинкові антифрикційні сплави

Цинкові антифрикційні сплави ЦАМ10-5 і ЦАМ9,5-1,5 крім алюмінію й міді містять 0,03...0,06 % Mg. Ці сплави поступаються бабітам на олов'яній основі за пластичністю, коефіцієнтом тертя та коефіцієнтом лінійного розширення і є приблизно рівноцінними свинцевим бабітам. Литі сплави використовуються для виготовлення монометалевих вкладишів, втулок тощо, сплав ЦАМ10-5 – для виливання біметалевих вкладишів зі сталевим корпусом. У деформованому стані сплав ЦАМ9,5-1,5 використовують для отримання біметалевих смуг (сталь + алюмінієвий сплав) методом прокатки з подальшим штампуванням вкладиша.

Завдяки високим антифрикційним властивостям і достатній міцності ($\sigma_b = 250...400$ МПа) при температурі 120 °С ці сплави можуть замінювати бронзи для вузлів тертя при температурі експлуатації не більше 100 °С. При більш високих температурах сплави розм'якшуються й налипають на вал.

Алюмінієві підшипникові сплави

Основними компонентами алюмінієвих підшипникових сплавів (табл. 12.3) є Sn, Cu, Ni та Si, що утворюють з алюмінієм гетерогенні структури. Чим більше у сплаві олова, тим вищі його антифрикційні властивості.

Сплави А03-1 і А09-2 застосовуються для лиття монометалевих вкладишів і втулок завтовшки понад 10 мм, а сплави А020-1 і АН-2,5 – для отримання біметалевої стрічки методом прокатки з подальшим штампуванням вкладишів.

Алюмінієві підшипникові сплави мають малий коефіцієнт тертя й високу зносостійкість, але за технологічністю поступаються звичайним бабітам. Їх більш висока твердість є скоріше недоліком, ніж перевагою, оскільки потребується оброблення цапф і вкладиша підвищеної чистоти, а шийка вала має бути твердою. Недотримання цих умов спричиняє

прискорене зношування. Алюмінієві бабіти застосовуються замість олов'яних і свинцевих бабітів, а також свинцевої бронзи.

Таблиця 12.3

Хімічний склад алюмінієвих підшипникових сплавів

Сплав	Уміст елементів (інше – Al), %				σ_B , МПа	δ , %	HB
	Sn	Cu	Ni	Si			
A03-1	2...4	0,8...1,2	0,3...0,5	1,7...2,1	110	2	420
A09-2	8...10	2,0...2,5	0,8...1,2	0,3...0,7	150	4,5	550
A020-1	17...23	0,7...1,2	–	–	110	30	300
АН-2,5	–	–	2,7...3,3	–	120	20	350
Механічні властивості сплавів А03-1, А09-2 і АН-2,5 – після лиття, а сплаву А020-1 – після прокатки й відпалювання							

13. КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ

Конструкційні матеріали під час експлуатації в корозійному середовищі повинні мати не тільки певні механічні властивості, але й високу корозійну стійкість.

Корозією називають мимовільне руйнування металевих матеріалів унаслідок хімічної або електрохімічної взаємодії їх із навколишнім середовищем.

Швидкість рівномірної корозії визначається питомою втратою маси за одиницю часу або зменшенням розміру за певний період часу. При локальній корозії ступінь корозійного руйнування оцінюють за інтенсивністю змінення фізико-механічних властивостей.

Корозійностійкими називають метали та сплави, які здатні опиратися корозійному впливу середовища, тобто процес корозії в них розвивається з малою швидкістю. Розрізняють два види корозії – *електрохімічну й хімічну*.

Електрохімічна корозія розвивається в рідких електролітах: воді; водних розчинах солей, лугів і кислот; вологих атмосфері та ґрунті. При електрохімічній корозії виникає корозійний струм і відбувається розчинення металу внаслідок електрохімічної взаємодії з електролітом.

Залежно від умов, у яких проходить процес корозії, електрохімічну корозію називають атмосферною, морською, ґрунтовою, кислотною, лужною. За характером руйнування розрізняють рівномірну й локальну корозію. Існують різні види корозійного руйнування:

1. *Контактна корозія* – посилене корозійне руйнування більш електронегативного металу в контакт з більш електропозитивним.

2. *Міжкристалітна корозія* – крихке корозійне руйнування по межах зерен, що відбувається внаслідок структурних перетворень під час експлуатації.

3. *Точкова корозія* – вид локального корозійного руйнування в електрохімічно неоднорідному корозійному середовищі.

4. *Кавітаційна корозія* – корозійне руйнування внаслідок електрохімічного й ударного впливу електроліту під час його руху з великою швидкістю.

5. *Корозійна витривалість* – корозійне руйнування під впливом циклічних навантажень та електрохімічної дії середовища. У корозійному середовищі границя витривалості металів зменшується, тому що під впливом розтягувальних напружень у корені тріщини виникає активний анод. Тріщина збільшується як від зовнішнього навантаження, так і внаслідок електрохімічного розчинення металу в корені тріщини.

6. *Корозійне розтріскування* – корозійне руйнування від електрохімічного впливу середовища й розтягувальних напружень, що виникають під час механічного оброблення металу.

Хімічний склад металів і сплавів визначає електродний потенціал матеріалу. Електропозитивні метали є більш корозійностійкими.

Фазовий склад і структура сплаву впливають на всі електрохімічні параметри. Змінення структури шляхом термічного оброблення дає можливість підвищити корозійну стійкість металів і сплавів при електрохімічній корозії. Такої можливості практично немає при хімічній корозії.

Порівняно з багатофазними однофазні структури є більш корозійностійкими, оскільки анодами в них є межі зерен і дислокації, електродний потенціал яких знижений. При корозії руйнуються лише анодні ділянки. Полікристал з дрібними зернами кородує швидше, ніж грубозернистий і тим більше монокристал. Площа анодів у металах і в однофазних сплавах є невеликою. Цим пояснюється підвищена корозійна стійкість однофазних загартованих сталей і дюралюмінію порівняно з відпаленими й відпущеними багатофазними структурами, у яких площа анодної фази є великою. Серед вуглецевих сталей найменшу корозійну стійкість має троостит.

Корозійна стійкість багатофазних сплавів визначається насамперед електродними потенціалами основної та вторинної фаз.

Анодні вторинні фази не змінюють корозійної стійкості сплаву, оскільки вони розчиняються на початку процесу корозії, і поверхня стає однофазною. Прикладом цього є латуні та бронзи.

Катодні вторинні фази, якщо анод не пасивується, є найбільш небезпечними, тому що посилюють анодне розчинення основної фази. Зі збільшенням дисперсності та площі катодних включень корозійна стійкість сплаву знижується. Саме тому відпалений дюралюміній не має корозійної стійкості.

Катодні вторинні фази при аноді, що пасивується, полегшують перехід у пасивний стан і тим самим підвищують корозійну стійкість сплаву. Наприклад, у низьколегованих сталях, додатково леггованих міддю, на поверхні утворюються катодні виділення, що набувають здатності пасивуватися на повітрі.

На корозійну стійкість металів впливають плівки продуктів корозії, що утворюються на поверхні. Електроліт може розчиняти такі захисні плівки і цим знижувати корозійну стійкість. Розчинність таких плівок у різних металів виявляється в різних електролітах.

Метали, що пасивуються, є корозійностійкими в нейтральних і кислих окиснювальних середовищах і навіть у лугах. Метали, що не пасивуються, є стійкими в нейтральних і лужних середовищах, а в кислих середовищах – нестійкими. Метали Zn, Sn, Pb є корозійностійкими в нейтральних середовищах і неокиснювальних кислотах.

До корозійностійких металів, що не пасивуються, належать електропозитивні метали Au, Pt, Ag, Cu, а також Sn і Pb, потенціал яких має невеликі електронегативні значення. Метали Au, Pt, Ag є корозійностійкими у всіх середовищах, крім деяких концентрованих кислот, що окиснюють. Метали Cu, Sn, Pb використовуються у вологій атмосфері, морській воді та багатьох органічних кислотах.

Мідні сплави, до складу яких входять електронегативні метали, мають високу корозійну стійкість при рівномірній атмосферній і морській корозії. Це результат того, що легувальні метали, розчиняючись у міді, не змінюють потенціал основної фази.

Латуні є корозійностійкими при рівномірній корозії, але схильні до корозійного розтріскування у вологій атмосфері. Усі мідні сплави є корозійностійкими у багатьох органічних кислотах.

Бронзи та латуні не схильні до кавітаційної корозії і зберігають високу границю витривалості в річковій і морській воді.

Швидкість корозії мідного сплаву можна зменшити шляхом легування золотом, що дає змогу отримати сплави з однофазною структурою твердого розчину. При вмісті золота у сплаві понад 25 % швидкість корозії у воді дорівнює швидкості корозії чистого золота.

До корозійностійких металів, що пасивуються на повітрі, відносять, наприклад, титан, алюміній і хром.

Титан у пасивованому стані за своєю корозійною стійкістю поступається лише золоту та платині. На відміну від інших металів титан зберігає пасивність у вологій атмосфері навіть при нагріванні, в органічних кислотах, у морській воді, а також у гарячих лугах. Титан є корозійностійким у морській воді в умовах, що спричиняють кавітаційну

корозію навіть мідних сплавів. Титанові сплави зберігають високу корозійну стійкість титану.

Висока корозійна стійкість *алюмінію* у вологій атмосфері, органічних кислотах пов'язана з переходом у пасивний стан. Однак у лугах алюміній кородує з великою швидкістю, а в морській воді схильний до корозійного розтріскування.

Усі домішки й легувальні елементи знижують корозійну стійкість алюмінієвих сплавів. Найбільш небезпечними є електропозитивні метали, оскільки усувають пасивність. Залізо та мідь у десятих частках відсотка помітно знижують корозійну стійкість алюмінію. Сплави, що містять до 5 % Cu, – дюралюміній, високоміцний сплав з цинком (В95) і силуміни АЛ3, АЛ6, АЛ32, жароміцні сплави АК4 – за корозійною стійкістю значно поступаються чистому алюмінію.

Електронегативні елементи Si, Mn, Mg не усувають пасивності, тому силуміни, що не містять міді, зберігають корозійну стійкість у вологій атмосфері. Марганець позитивно впливає на корозійну стійкість. Корозійна стійкість сплаву АМц є вищою від корозійної стійкості технічно чистого алюмінію. Корозійна стійкість сплавів АМг6 АЛ8 і АЛ27 лише трохи поступається стійкості чистого алюмінію.

13.1. Корозійностійкі сталі

Корозійностійкі сталі за хімічним складом можна поділити на два основні класи: хромисті та хромонікелеві.

Хромисті нержавіючі сталі містять не менше 13 % Cr, і за структурою їх зазвичай поділяють на три групи:

- 1) мартенситні – 20Х13, 30Х13, 40Х13;
- 2) мартенситоферитні – 12Х13;
- 3) феритні – 12Х17, 15Х28.

Сталі 12Х13 і 20Х13 добре зварюються і у відпаленому стані мають високу пластичність, що дає змогу використовувати їх при холодному штампуванні. Сталі належать до класу цементованих. Зазвичай їх піддають загартуванню в маслі при температурі 1000...1100 °С і високому відпусканні, після чого карбіди набирають вигляду відокремлених зкоагульованих включень, що запобігає міжкристалітній корозії.

Сталі марок 30Х13 і 40Х13 належать до класу поліпшуваних. Зазвичай їх загартовують при нормальній температурі 1000...1050 °С і відпускають при температурі 180...200 °С, щоб зберегти мартенситну структуру, високі твердість і стійкість проти корозії.

З хромистих сталей виготовляють деталі паливної апаратури, авіаційні прилади, деталі авіадвигуна тощо. Ці сталі широко

застосовуються в побуті і навіть для виготовлення хірургічного інструменту.

Більш високу корозійну стійкість мають сталі феритного класу – 12X17, 15X25T, 15X28, які можуть працювати в більш агресивних середовищах і при вищих температурах. Великим недоліком феритних сталей є те, що грубозернисту структуру, що виникає при нагріванні (наприклад, при зварюванні), неможливо виправити подальшою термообробкою, оскільки в сталях не відбуваються фазові перетворення у всьому інтервалі температур. Грубозерниста структура призводить до окрихчення сталі. Збільшенню зерна можна частково запобігти введенням у сталь титану, який, утворюючи карбід TiC , перешкоджає збільшенню зерна. Сталь також схильна до міжкристалітної корозії, чому також можна частково запобігти введенням титану. Крім того, високохромисті сталі, що містять 25...30 % хрому, окрихчуються при тривалому нагріванні в інтервалі температур 450...500 °C унаслідок утворення крихкої σ -фази ($FeCr$).

Хромонікелеві нержавіючі сталі найчастіше містять близько 18 % Cr та 9 % Ni, хоча необхідна стійкість аустеніту гарантується при вмісті понад 14 % нікелю.

Промислові (Fe–Cr–Ni)-сплави містять, крім того, легувальні елементи, які стабілізують або γ -фазу, або α -фазу.

До аустенітоутворювальних елементів належать Ni, Mn, C, N, а до феритоутворювальних – Cr, Mo, W, Ti, Nb.

Таким чином, залежно від типу й кількості легувальних елементів хромонікелеві сталі за структурою поділяють на три класи: аустенітні; аустенітно-мартенситні; аустенітно-феритні.

Аустенітні хромонікелеві сталі

Аустенітні хромонікелеві сталі після охолодження на повітрі до кімнатної температури мають аустенітну структуру і, як наслідок, низьку границю плинності, помірну міцність, високу пластичність, хорошу корозійну стійкість, а також є немагнітними.

Аустенітна структура цих сталей фіксується й після нормалізації. Але при повільному охолодженні в інтервалі температур 700...500 °C можуть виділятися карбіди, що спричиняють міжкристалітну корозію, а також може утворитися α -фаза, що призводить до крихкості сталі.

Щоб уникнути цих дефектів, аустенітні сталі нагрівають до температур 1100...1150 °C і загартовують у воді. Аустенітні сталі зміцнюються лише холодною пластичною деформацією.

Для запобігання міжкристалітній корозії сталі додатково легують Nb і Ti. З цією ж метою використовують сталі з обмеженим вмістом вуглецю.

Сталі аустенітного класу 12X18H9, 12X18H9T, 04X18H125 широко застосовуються в авіаційній техніці для виготовлення деталей авіаційних і ракетних конструкцій з холоднокатаних листів, деталей реактивного двигуна (вихлопних колекторів і патрубків, деталей реактивного розтруба).

Аустенітно-мартенситні сталі

Аустенітно-мартенситні сталі називають ще сталями перехідного класу. Аустенітні сталі – високоміцні, тому що поряд з високою корозійною стійкістю ці сталі мають також і високі механічні характеристики.

Для авіаційної техніки ці сталі становлять особливий інтерес, тому що за питомою міцністю, особливо при підвищених температурах, нерідко перевершують титанові й алюмінієві сплави.

Широкого застосування набули сталі марок 09X17H7Ю, 09X15H8Ю, 08X17H5МЗ, що рекомендуються для елементів обшивки літаків, деталей внутрішнього набору, а також зварних вузлів авіадвигунів.

Високі механічні характеристики формуються під час термооброблення, яке є досить складним.

Після загартування або нормалізації при температурі близько 1000 °С сталі набувають аустенітної структури, пластичності й помірної міцності.

Унаслідок повторної нормалізації при температурі 950...975 °С різко знижується стійкість аустеніту через виділення карбідів, тому сталь легко переводиться в мартенситний стан подальшим обробленням холодом: -70 °С – 2 год, -50 °С – 4 год. Після оброблення холодом склад структури буде таким: 40 % М і 60 % А.

Після оброблення холодом проводиться старіння при температурі 450...550 °С протягом 1...23 год, при старінні з мартенситу виділяються дисперсні частинки інтерметалідів Ni_3Ti , NiTi , Fe_2Mo , які інтенсивно гальмують рух дислокацій. Кінцева структура після термообробки: аустеніт + зістарений (відпущений) мартенсит. Якщо кількість мартенситу є більшою за 40 %, то пластичність знижується, а міцність підвищується.

13.2. Корозійностійкі покриття

Металеві й неметалеві корозійностійкі покриття широко використовуються для підвищення довговічності деталей під час роботи в корозійному середовищі.

За механізмом впливу розрізняють катодні й анодні металеві покриття.

Катодні покриття виготовляють із більш електропозитивного металу. Ці покриття екранують анодні ділянки металу й підвищують електродний потенціал поверхні, унаслідок високої корозійної стійкості є довговічними, але нестійкими до механічних пошкоджень. Якщо на поверхні виникають подряпини, то основний метал за наявності покриття кородує швидше, ніж без покриття. Це можна пояснити тим, що покриття стає другим катодом. Покриття свинцем або оловом для заліза й низьковуглецевої сталі є катодним.

Анодні покриття виготовляють із більш електронегативного металу. Руйнуючись, ці покриття захищають метал від корозії, при механічних пошкодженнях відіграють роль додаткового анода, який забирає велику частку корозійного струму й тим самим захищає основний анод. Анодні покриття застосовують при атмосферній і морській корозії. Наприклад, анодними для заліза й вуглецевих сталей є покриття цинком або кадмієм.

Неметалеві покриття за електричними властивостями є діелектриками. Унаслідок великого електричного опору електрохімічна корозія в них не розвивається. Застосовуються покриття з оксидів на сталях при нагріванні на повітрі або при анодуванні алюмінію, а також покриття із лаків, фторопластів, фарб та емалей. Але неметалеві високомолекулярні покриття в багатьох випадках легко відшаровуються, є крихкими й руйнуються при відносно невеликих навантаженнях.

13.3. Жаростійкі матеріали

Хімічна корозія розвивається в сухих газах або рідких неелектролітах.

При хімічній корозії поверхня металу окиснюється. Плівки, що утворюються на поверхні металу при кімнатній температурі, називають природними. Ці плівки мають дуже хороші захисні властивості, незважаючи на малу товщину (3...10 нм), щільно покривають поверхню металу суцільним шаром. Кристалографічні ґратки таких оксидів відрізняються від ґратки металу, але мають розмірну й структурну відповідність. При нагріванні товщина оксиду збільшується, а його кристалографічна структура змінюється. У міру віддалення від поверхні металу кристалографічна структура оксиду все більше змінюється і на зовнішній поверхні наближається до ґратки компактного оксиду.

Швидкість окиснення залежить від захисних властивостей поверхневих оксидів, що утворилися. Захисні властивості мають тільки щільні оксиди. Якщо оксид є крихким, то доступ кисню до поверхні металу залишається вільним.

Температурні залежності швидкості окиснення металу визначають експериментально в умовах, максимально наближених до експлуатаційних. За цими залежностями оцінюють жаростійкість металу й максимальну робочу температуру експлуатації. Ці характеристики визначають можливість використання металу при заданій робочій температурі й тривалості експлуатації.

13.4. Жаростійкість металів

Жаростійкість – здатність металу опиратися корозійному впливу газу при високих температурах. Жаростійкість матеріалу залежить від багатьох зовнішніх і внутрішніх факторів.

До зовнішніх факторів відносять температуру, склад газового середовища, швидкість його руху, тиск окиснювача. При підвищенні температури та збільшенні швидкості руху газу збільшується швидкість окиснення. Унаслідок підвищення тиску кисню прискорюється корозія металів, на поверхні яких утворюються крихкі оксиди, а також щільні оксиди з надлишком кисню.

До внутрішніх факторів належать: хімічний склад металу; його структура; чистота оброблення поверхні.

На жаростійкість металу найбільше впливає хімічний склад, від якого залежить структура та захисні властивості оксиду. Чим краще чистота оброблення поверхні, тим повільніше відбувається окиснення, тому що оксиди є рівномірними за товщиною і міцніше зчеплюються з поверхнею металу.

Магній має дуже низьку жаростійкість. Це пояснюється утворенням на його поверхні крихких оксидів MgO . Невисоку жаростійкість також мають Nb, Ta, Mo, W, Ti, Zr, тому що на їх поверхні утворюються щільні оксиди з низькими захисними властивостями. Метали Cu, Fe, Ni, Co характеризуються задовільною жаростійкістю – на їх поверхні оксиди є щільними, але мають велику дефектність. Достатньо високою є жаростійкість Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Mn, Be, тому що на їх поверхні утворюються щільні оксиди з високими захисними властивостями. Найкращою жаростійкістю характеризуються Ag, Au, Pt.

Жаростійкі сталі

Підвищити жаростійкість сталі можна не тільки шляхом уведення у сталь хрому, але й легуванням Al і Si. У цьому випадку утворюються щільні багатофазні окисні плівки Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , що захищають метал від окиснення. Якщо на першій стадії процес окиснення має суто хімічний характер, то на наступних – процес розвивається у вигляді дифузії атомів кисню й металу через шар окиснених плівок. Чим щільнішими є ці плівки, тим пасивніше відбувається процес подальшого окиснення.

Уведення у сталь 5...8 % Cr підвищує жаростійкість до температури 700...750 °С; збільшення вмісту хрому до 15...17 % робить сталь жаростійкою до температури 950...1000 °С, а при вмісті 25 % Cr сталь залишається жаростійкою до температури 1100 °С. Легування сталей з 25 % Cr алюмінієм і кремнієм (домішками Al і Si по 5 %) підвищує жаростійкість до температури 1300 °С.

Аустенітні жаростійкі сталі не зміцнюються термообробкою. У загартованому стані сталі мають помірну пластичність і хорошу зварюваність. Сталі широко застосовуються для виготовлення камер згоряння, жарових труб, форсажних камер та інших аналогічних деталей.

Набули поширення сталі ЭИ417 (20Х23Н18), ЭП126 (ХН28ВМАБ; $C \leq 0,1 \%$, $Cr \cong 20 \%$), ЭИ703 (ХН38ВТ $C \leq 0,12 \%$, $Cr \cong 20 \%$).

Жаростійкі нікелеві сплави

Нікель характеризується досить високою жаростійкістю завдяки високим захисним властивостям окису NiO, що має низьку концентрацію вакансій, хорошу зчеплюваність, а його коефіцієнт лінійного теплового розширення є близьким до КЛТР основного металу.

Основою промислових жаростійких нікелевих сплавів є система «нікель – хром». Зазвичай уміст хрому в жаростійких нікелевих сплавах становить від 20 до 40 %.

Висока жаростійкість нікель-хромистих сплавів пояснюється утворенням під тонким зовнішнім шаром окису NiO іншого окисного шару Cr₂O₃, а також проміжного шару шпінелі NiCr₄.

Жаростійкі нікель-хромисті сплави називають ніхромами. Ці сплави не зміцнюються термообробкою й застосовуються для виготовлення деталей, що під час роботи не зазнають значних навантажень, але піддаються високотемпературному окисненню.

Ніхроми марок Х10Н90, Х20Н80, Х30Н70, Х40Н60 застосовуються як жаростійкі сплави. Ніхроми додатково легують Al, Si, Ce і Ba. Алюміній і кремній утворюють додаткові захисні плівки Al₂O₃ і SiO₂, що підвищують жаростійкість, а мікродомішки барію і церію «заліковують» вакансії в кристалічній ґратці оксидів і тим самим перешкоджають збільшенню окисної плівки.

Жаростійкі нікелеві сплави мають підвищений електроопір, і їх застосовують як нагрівальні елементи в печах, що працюють у повітряному середовищі при температурі не вище 1200 °С.

14. РАДІАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ

Радіаційна стійкість – стабільність структури та властивостей матеріалів в умовах опромінення. Матеріали, що експлуатуються в умовах опромінення, мають бути *радiаційно стійкими*.

Під дією опромінення в матеріалах відбуваються структурні перетворення, що призводять до небажаного змінення властивостей під час експлуатації. Структурні зміни від опромінення найбільше впливають на механічні властивості й корозійну стійкість матеріалів.

Найбільшим є вплив нейтронного опромінення. Вплив опромінення α -частинками, протонами, тим більше легкими β -частинками, та γ -випромінювання є меншим.

Опромінення призводить до утворення точкових і лінійних дефектів, мікропор та інших структурних пошкоджень матеріалу.

При опроміненні відбуваються зміщення атомів опромінюваного матеріалу в міжвузловини й утворення вакансій (рис. 14.1). Унаслідок цього щільність точкових дефектів підвищується залежно від виду опромінення, а також від властивостей опромінюваної речовини. Нейтрони, що мають меншу енергію, ніж α -частинки і протони, створюють значно більше структурних пошкоджень. Кількість точкових дефектів, що утворюються в алюмінії, є більшою, ніж у берилії, що пояснюється більшою енергією міжатомного зв'язку в останньому.

Щільність дефектів також залежить від сумарного потоку опромінення і збільшується в міру його збільшення.

При опроміненні великими потоками нейтрони не тільки зміщують атоми матеріалу в міжвузловини, але й передають їм частину своєї енергії. При збудженні посилюються коливання атома та його сусідів у вузлах кристалічної ґратки, що супроводжується локальним підвищенням температури. Нагрівання спричиняє радіаційний відпал. Вакансії й атоми міжвузловин взаємодіють – анігілюють, що зменшує концентрацію дефектів. Одночасно відбувається процес утворення скупчень вакансій, які при дуже великих потоках перетворюються або на дислокаційні петлі, або на мікропори, що призводить до розбухання. Розбухання спричиняє змінення форми й розмірів деталей, а також погіршення механічних властивостей.

Опромінення органічних матеріалів може призвести до руйнування зв'язків у молекулах та утворення нових молекул з іншим хімічним складом і властивостями. Крім того, у деяких матеріалах при опроміненні відбуваються реакції із виділенням газоподібних продуктів.

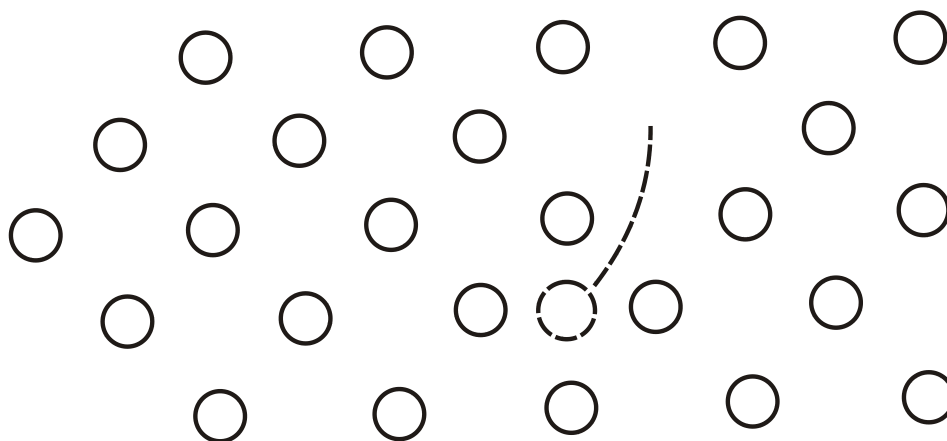


Рис. 14.1. Утворення вакансій і міжвузловин атомів при опроміненні

Опромінення при температурі, нижчій за температуру рекристалізації (низькотемпературне опромінення), впливає на структурні зміни й механічні властивості металів і сплавів так само, як при холодній пластичній деформації: матеріал зміцнюється, але втрачає пластичність.

Опромінення при температурі, вищій за температуру рекристалізації (високотемпературне опромінення), супроводжується радіаційним відпалом, який сприяє відновленню структури й механічних властивостей.

Вплив температури нагрівання при опромінюванні може бути складнішим, якщо в сплаві відбуваються структурні перетворення, наприклад розпад пересичених твердих розчинів (старіння). Це пояснюється тим, що опромінення активізує дифузійні процеси.

Тривала міцність при опроміненні завжди знижується, особливо у старіючих сплавах. Це теж пов'язано з активізацією під дією опромінення дифузійних процесів, які відповідають за руйнування при підвищених температурах.

Зниження *жароміцності* при опроміненні посилюється зі збільшенням нейтронного потоку й підвищенням температури опромінення та температури випробування.

Опромінення впливає і на *корозійну стійкість*. Опромінення, спричиняючи структурні пошкодження матеріалів, знижує електрохімічний потенціал і прискорює процес корозійного руйнування.

Для багатьох конструкційних матеріалів, що працюють в умовах опромінення, корозійним середовищем є вода або пар. У таких середовищах процес електрохімічної корозії може супроводжуватися хімічною корозією. При опроміненні стійкість металів в умовах хімічної

корозії знижується через руйнування поверхневих захисних плівок.

Утворення радіаційних дефектів відбувається при досить високій енергії випромінювання – 10...80 еВ. Цей процес є найбільш імовірним у діелектриках і напівпровідниках, а в металах радіаційний вплив через порушення електронів перетворюється на тепло, звичайно не створюючи дефектів кристалічної структури. Радіаційні дефекти – це метастабільні утворення, і їх природу й концентрацію можна змінити шляхом нагрівання (при нагріванні підвищується активність атомів, збільшується амплітуда їх коливань і підвищується ймовірність зміщення в положення з меншою потенціальною енергією – з максимально насиченими міжатомними зв'язками). Радіаційна стійкість залежить від типу кристалічної ґратки (найбільш стійкими є симетричні щільноупаковані структури) і від типу міжатомного зв'язку (найменш схильними до радіаційного руйнування є йонні й ковалентні зв'язки).

У табл. 14.1 наведено дані про потужність випромінювання, що приводить до значного (20...30 %) змінення властивостей деяких матеріалів.

Таблиця 14.1

Змінення властивостей матеріалів при радіаційному випромінюванні

Матеріал	Доза γ-випромінювання, Гр (грей)	Флюенс нейтронів, см ⁻² (кількість нейтронів, що проходять крізь поверхню площею 1 см ²)
Скло	$5 \cdot 10^7$	$5 \cdot 10^{17}$
Кераміка	-	$10^{20} \dots 3 \cdot 10^{20}$
Залізо	-	$2 \cdot 10^{18} \dots 3 \cdot 10^{19}$
Сталь конструкційна	-	10^{19}
Бетон	-	$10^{20} \dots 5 \cdot 10^{20}$
Кремній (транзистор)	$10^3 \dots 10^5$	$3 \cdot 10^{11} \dots 10^{12}$
Германій (транзистор)	$10^4 \dots 10^6$	$4 \cdot 10^{12} \dots 10^{14}$
Полімери:		
- фторвмісні	$(0,02 \dots 0,20) \cdot 10^6$	-
- радіаційно-зшитий поліетилен	10^7	-
- полііміди	10^8	-

У конструкціях, що експлуатуються в умовах опромінення, застосовуються високолеговані сталі перлітного, аустенітного класів та сплави на основі Zr, Вe, Al, Mg. Це пояснюється їх задовільними жароміцністю й корозійною стійкістю, а також необхідним комплексом

теплофізичних властивостей, зокрема здатністю слабо поглинати нейтрони.

Вибираючи радіаційно стійкий матеріал, необхідно враховувати умови експлуатації деталі або конструкції: робочу температуру; вид та енергію опромінювальних частинок; величину потоку опромінення; особливості корозійного середовища.

Необхідна радіаційна стійкість конструкційного матеріалу може бути забезпечена відповідним хімічним складом і структурою.

ТЕСТИ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Механічні властивості визначають:

- а) поведження матеріалу при деформації та руйнуванні від дії зовнішнього навантаження;
- б) поведження матеріалу під впливом зовнішніх факторів (температури, радіації);
- в) поведження матеріалу в процесі старіння.

2. Міцність, пружність, в'язкість, твердість належать до таких властивостей:

- а) механічних;
- б) технологічних;
- в) експлуатаційних.

3. Модуль пружності:

- а) є однаковим для всіх матеріалів;
- б) залежить від структури та є структурно-чутливою величиною;
- в) залежить від енергії міжатомного зв'язку та є структурно-нечутливою величиною.

4. Модуль пружності:

- а) не залежить від температури;
- б) зменшується в разі підвищення температури;
- в) збільшується в разі підвищення температури.

5. При статичних випробуваннях навантаження на зразок:

- а) швидко збільшується та має ударний характер;
- б) збільшується повільно та плавно;
- в) у процесі випробування багаторазово змінюється за величиною й напрямком.

6. При динамічних випробуваннях навантаження на зразок:

- а) швидко збільшується та має ударний характер;
- б) збільшується повільно та плавно;
- в) у процесі випробування багаторазово змінюється за величиною й напрямком.

7. При циклічних випробуваннях навантаження на зразок:

- а) швидко збільшується та має ударний характер;
- б) збільшується повільно та плавно;
- в) у процесі випробування багаторазово змінюється за величиною й напрямком.

8. Характеристики міцності (σ_B ; $\sigma_{0,2}$; σ_T) визначають при такому навантаженні:

- а) статичному;
- б) динамічному;
- в) циклічному.

9. Характеристики пластичності (δ ; ψ) визначають при такому навантаженні:

- а) статичному;
- б) динамічному;
- в) циклічному.

10. Знаючи твердість металу, його границю міцності можна визначити так:

- а) $\sigma_B = k \cdot HB$;
- б) $\sigma_B = k \cdot HRB$;
- в) $HB = P/F$.

11. До характеристик міцності належать:

- а) σ_B ; $\sigma_{0,2}$; σ_T ;
- б) δ ; ψ ;
- в) HB ; HRA ; HRB ; HRC .

12. Фізична границя плинності – це:

- а) напруження, при якому відхилення від лінійної залежності між навантаженням і подовженням становить таку величину, що тангенс кута нахилу, утвореного дотичною до кривої P (Δl) у точці P і віссю навантаження, збільшується на 50 % від свого значення на лінійній ділянці;
- б) максимальне напруження, яке витримує зразок до руйнування;
- в) найменше напруження, при якому зразок деформується без значного збільшення навантаження.

13. Умовна границя плинності – це:

- а) напруження, після зняття якого залишкове подовження становить 0,05 % довжини робочої ділянки зразка;
- б) напруження, після зняття якого залишкове подовження становить 0,2 % довжини робочої ділянки зразка;
- в) напруження, після зняття якого залишкове подовження становить 0,02 % довжини робочої ділянки зразка.

14. Границя пропорційності – це:

- а) відношення збільшення напруження до відповідного збільшення деформації в межах пружної деформації;

б) напруження, при якому відхилення від лінійної залежності між навантаженням і подовженням становить таку величину, що тангенс кута нахилу, утвореного дотичною до кривої Р (Δl) в точці Р і віссю навантаження, збільшується на 50 % від значення на лінійній ділянці;

в) максимальне напруження, яке витримує зразок до руйнування.

15. Границя міцності – це:

а) напруження, при якому відхилення від лінійної залежності між навантаженням і подовженням становить таку величину, що тангенс кута нахилу, утвореного дотичною до кривої Р (Δl) у точці Р і віссю навантаження, збільшується на 50 % від значення на лінійній ділянці;

б) максимальне напруження, яке витримує зразок до руйнування;

в) найменше напруження, при якому зразок деформується без помітного збільшення навантаження.

16. Відносне подовження δ після розриву визначається так:

а) $\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 \%$; б) $\delta = \frac{l_k}{l_0} \cdot 100 \%$; в) $\delta = \frac{l_0}{l_k} \cdot 100 \%$.

17. HRB – це:

а) границя міцності;

б) твердість за Роквеллом;

в) твердість за Брінеллем.

18. Одиниці твердості за Брінеллем:

а) 1 кг/мм² або 1 МПа;

б) безрозмірна величина;

в) 1 мм.

19. До характеристик пластичності належать:

а) σ_B ; $\sigma_{0,2}$; σ_T ;

б) δ ; ψ ;

в) HB; HRA; HRB; HRC.

20. Механічні властивості матеріалу, які визначаються під час випробування на розтяг:

а) HB; HRA; HRB; HRC;

б) σ_{-1} , a_n ;

в) σ_B , σ_T , δ , φ .

21. Для визначення схильності матеріалу до крихкого руйнування проводять:

а) динамічні випробування на ударний згин;

б) статичні випробування на розтяг;

в) циклічні випробування.

22. Ударна в'язкість – це:

- а) максимальне напруження, яке витримує матеріал до руйнування;
- б) робота удару, віднесена до початкової площі поперечного перерізу зразка в місці концентратора;
- в) напруження, яке витримує матеріал до руйнування в місці концентратора.

23. З підвищенням температури в'язкість:

- а) збільшується;
- б) зменшується;
- в) не змінюється.

24. В'язкий злам характеризується такими ознаками:

- а) утворення шийки внаслідок локальної пластичної деформації, поверхня матова;
- б) кристалічний характер поверхні, металевий блиск;
- в) утворюється при знакозмінних навантаженнях, наявність зони розвитку тріщини й області зламу.

25. Збільшення швидкості навантаження:

- а) підвищує схильність до крихкого руйнування;
- б) знижує схильність до крихкого руйнування;
- в) не впливає на схильність до крихкого руйнування.

26. Крихкий злам характеризується такими ознаками:

- а) утворюється при знакозмінних навантаженнях, наявність зони розвитку тріщини й області крихкого руйнування;
- б) кристалічний характер поверхні, металевий блиск;
- в) утворення шийки внаслідок локальної пластичної деформації, поверхня матова.

27. Зниження температури:

- а) перешкоджає розвитку крихкого руйнування;
- б) сприяє розвитку крихкого руйнування;
- в) не впливає на механізм руйнування.

28. Через наявність концентраторів напруження:

- а) підвищується схильність до крихкого руйнування;
- б) знижується схильність до крихкого руйнування;
- в) не впливає на схильність до крихкого руйнування.

29. Підвищення рівня залишкового напруження:

- а) перешкоджає розвитку крихкого руйнування;

- б) сприяє розвитку крихкого руйнування;
- в) не впливає на механізм руйнування.

30. Розвиток процесів втоми:

- а) перешкоджає розвитку крихкого руйнування;
- б) сприяє розвитку крихкого руйнування;
- в) не впливає на механізм руйнування.

31. Характер руйнування залежить від такого:

- а) робота на деформування матеріалу;
- б) робота на розвиток тріщини;
- в) енергія на внутрішнє тертя.

32. Крихке руйнування характеризується:

- а) малою швидкістю розвитку тріщини;
- б) середньою швидкістю розвитку тріщини;
- в) великою швидкістю розвитку тріщини.

33. Мінімальна енергоємність процесу руйнування є характерною для таких матеріалів:

- а) крихких;
- б) напівкрихких;
- в) в'язких.

34. Кристалічний характер зламу є характерним для таких матеріалів:

- а) крихких;
- б) напівкрихких;
- в) в'язких.

35. Якщо руйнування відбувається за межами зерен, то його називають:

- а) інтеркристалітним;
- б) транскристалітним;
- в) змішаним.

36. Якщо руйнування відбувається по тілу зерна, то його називають:

- а) інтеркристалітним;
- б) транскристалітним;
- в) змішаним.

37. Інтеркристалітне руйнування:

- а) завжди є крихким;
- б) може бути в'язким і крихким;
- в) завжди є в'язким.

38. Транскристалітне руйнування:

- а) завжди є крихким;
- б) може бути в'язким і крихким;
- в) завжди є в'язким.

39. При в'язкому руйнуванні пластична зона в усті тріщини є такою:

- а) мала;
- б) велика;
- в) дорівнює нулю.

40. При зменшенні розміру зерна небезпека крихкого руйнування:

- а) підвищується;
- б) знижується;
- в) залишається постійною.

41. Повзучість – це:

- а) деформація металу, що безперервно збільшується при постійному напруженні;
- б) деформація металу, що безперервно збільшується при постійному підвищенні температури;
- в) деформація металу, що безперервно збільшується при циклічному навантаженні.

42. З підвищенням температури напруження, при якому виникає повзучість:

- а) збільшується;
- б) зменшується;
- в) не змінюється.

43. Для оцінювання повзучості використовуються:

- а) границя міцності, границя плинності;
- б) границя пружності, границя пропорційності;
- в) границя повзучості, границя тривалої міцності.

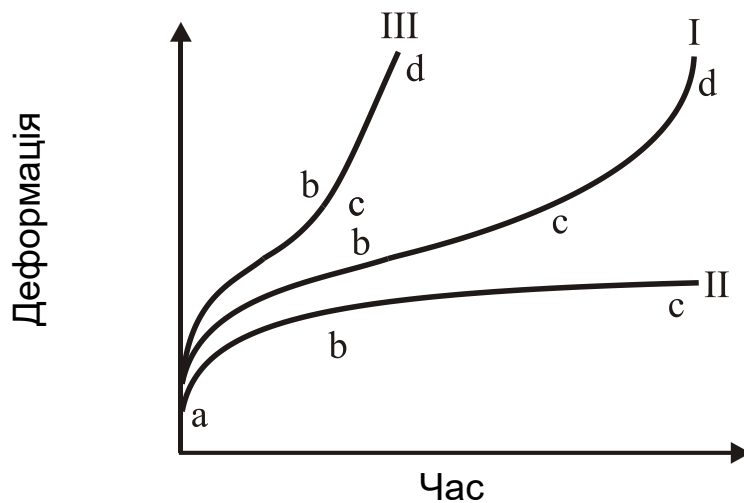
44. Границя повзучості – це:

- а) напруження, яке при заданій температурі за певний час спричиняє задану деформацію;
- б) напруження, яке при заданій температурі за певний час призводить до руйнування;
- в) напруження, яке за певний час спричиняє руйнування.

45. Вираз $\sigma_{0,5/1000}^{700} = 150 \text{ МПа}$ означає таке:

- а) при температурі 700 °С під дією напруження 150 МПа за 1000 год експлуатації ймовірність руйнування деталі становить 0,5 %;
- б) при температурі 700 °С під дією напруження 150 МПа за 1000 год експлуатації відбувається пластична деформація, що дорівнює 0,5 %;
- в) при температурі 700 °С за 1000 год експлуатації деталі виникає напруження 150 Мпа.

46. На рисунку при високій температурі процес повзучості відображає:



- а) крива I;
- б) крива II;
- в) крива III.

47. На стадії повзучості, що не встановилася (ділянка ab на рисунку):

- а) переважають процеси зміцнення;
- б) переважають процеси знеміцнення;
- в) інтенсивність процесів зміцнення та знеміцнення є однаковою.

48. Щоб зменшити повзучість, треба вибрати сплави, що мають температуру $T_{\text{рекр}}$:

- а) вищу за робочу температуру;
- б) нижчу за робочу температуру;
- в) що дорівнює робочій температурі.

49. Рекристалізація:

- а) приводить до підвищення міцності;
- б) спричиняє зниження міцності;
- в) не впливає на міцність.

50. Сплави титану можна застосовувати:

- а) до 300...350 °C;
- б) до 500...600 °C;
- в) до 900...1000 °C.

51. Жароміцність – це:

- а) здатність опиратися повзучості й уповільненому руйнуванню;
- б) здатність опиратися газовій корозії при високій температурі;
- в) тугоплавкість.

52. На стадії повзучості, що встановилася (ділянка *bc* на рисунку):

- а) переважають процеси зміцнення;
- б) переважають процеси знеміцнення;
- в) інтенсивність процесів зміцнення та знеміцнення є однаковою.

53. Зі збільшення часу дії навантаження напруження, при якому виникає повзучість:

- а) збільшується;
- б) зменшується;
- в) не змінюється.

54. На рисунку при невисокій температурі процес повзучості відображає:

- а) крива I;
- б) крива II;
- в) крива III.

55. На стадії прискореної повзучості (ділянка *cd* на рисунку):

- а) переважають процеси зміцнення;
- б) переважають процеси знеміцнення;
- в) інтенсивність процесів зміцнення й знеміцнення є однаковою.

56. Щоб зменшити повзучість, треба вибирати сплави, що мають границю пружності:

- а) більшу за робоче напруження;
- б) меншу за робоче напруження;
- в) таку, що дорівнює робочому напруженню.

57. Для оцінювання процесу уповільненого руйнування застосовують таку характеристику:

- а) границя тривалої міцності;
- б) границя міцності;
- в) границя плинності.

58. Жароміцність залежить від такого:

- а) енергія міжатомного зв'язку;
- б) структура;
- в) концентратори напружень.

59. Жароміцні матеріали повинні мати:

- а) дрібнозернисту структуру;
- б) грубозернисту структуру;
- в) структура не впливає на жароміцність.

60. Сплави алюмінію можна використовувати:

- а) до 300...350 °С;
- б) до 600...700 °С;
- в) до 900...1000 °С.

61. Втома – це:

- а) процес поступового накопичення в матеріалі пошкоджень під впливом циклічного навантаження;
- б) здатність опиратися повзучості й уповільненому руйнуванню;
- в) здатність опиратися газовій корозії при високій температурі.

62. Поширення втомної тріщини може відбуватися:

- а) тільки за крихким механізмом;
- б) тільки за в'язким механізмом;
- в) за крихким і в'язким механізмами.

63. Розтягувальні напруження:

- а) спричиняють утворення втомної тріщини;
- б) перешкоджають утворенню втомної тріщини;
- в) не впливають на утворення втомної тріщини.

64. Поверхнєве гартування приводить до виникнення на поверхні:

- а) розтягувальних напружень;
- б) стискальних напружень;
- в) руйнівних напружень.

65. Границя обмеженої витривалості:

- а) максимальне напруження, яке витримує зразок за кількість циклів, що відповідає базі випробування;
- б) мінімальне напруження, яке витримує зразок за кількість циклів, що відповідає базі випробування;
- в) напруження, під дією якого не відбувається руйнування від утомленості.

66. Поверхневий наклеп приводить до виникнення на поверхні:

- а) розтягувальних напружень;
- б) стискальних напружень;
- в) руйнівних напружень.

67. Границя витривалості – це:

- а) напруження, під дією якого відбувається руйнування;
- б) напруження, під дією якого відбувається втомне руйнування;
- в) напруження, під дією якого не відбувається втомного руйнування.

68. Хіміко-термічна обробка приводить до виникнення на поверхні:

- а) розтягувальних напружень;
- б) стискальних напружень;
- в) руйнівних напружень.

69. Живучість – це:

- а) кількість циклів, що витримує матеріал до руйнування після зародження тріщини;
- б) кількість циклів, що витримує матеріал до зародження тріщини;
- в) напруження, яке витримує матеріал до руйнування після зародження тріщини.

70. Границя контактної витривалості – це:

- а) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення циклічного навантаження;
- б) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення статичного навантаження;
- в) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення динамічного навантаження.

71. Зносостійкість – це:

- а) процес поступового накопичення в матеріалі пошкоджень при навантаженні;
- б) здатність опиратися уповільненому руйнуванню;
- в) здатність опиратися зношуванню в певних умовах тертя.

72. Знос матеріалу визначають:

- а) за зміною розміру, об'єму або маси;
- б) за зміною властивостей;
- в) за зміною структури.

73. Зносостійкість матеріалу оцінюють:

- а) за величиною, оберненою до швидкості зношування;

- б) за величиною, оберненою до інтенсивності зношування;
- в) за зміною твердості.

74. Швидкість зношування – це:

- а) відношення зносу до шляху тертя;
- б) відношення зносу до часу;
- в) відношення зносу до початкової маси.

75. Механічною взаємодією поверхонь тертя є таке:

- а) схоплювання й глибинне виривання;
- б) схоплювання й руйнування поверхневих плівок;
- в) пружне й пластичне деформування, мікрорізання.

76. Адгезійною взаємодією поверхонь тертя є таке:

- а) схоплювання, руйнування поверхневих плівок, глибинне виривання;
- б) мікрорізання;
- в) пружне й пластичне деформування.

77. У разі механічної взаємодії поверхонь тертя інтенсивність зношування є мінімальною:

- а) при пластичному деформуванні;
- б) при мікрорізанні;
- в) при пружному деформуванні.

78. До недопустимих механізмів зношування належать:

- а) пластичне деформування;
- б) мікрорізання;
- в) пружне деформування.

79. Для підвищення зносостійкості матеріалу необхідно:

- а) підвищувати твердість тертьових поверхонь і знижувати міцність адгезійного зв'язку;
- б) підвищувати твердість тертьових поверхонь і міцність адгезійного зв'язку;
- в) знижувати твердість тертьових поверхонь і міцність адгезійного зв'язку.

80. Зносостійкість тим вища, чим:

- а) нижче твердість матеріалу;
- б) вище твердість матеріалу;
- в) твердість матеріалу не впливає на зносостійкість.

81. Сумісність тертьової пари – це:

- а) властивість матеріалів запобігати схоплюванню під час роботи без

мастильного матеріалу або в умовах порушення суцільності масляного шару;

б) властивість матеріалів запобігати схоплюванню під час роботи з мастильним матеріалом;

в) властивість матеріалів поліпшувати схоплювання під час роботи без мастильного матеріалу або в умовах порушення суцільності масляного шару.

82. Для поліпшення сумісності третьової пари підвищують захисні властивості оксидних плівок шляхом:

а) підвищення твердості оксидної плівки й металевої основи;

б) підвищення твердості оксидної плівки й зниження твердості металевої основи;

в) зниження твердості оксидної плівки й підвищення твердості металевої основи.

83. Контактна витривалість – це:

а) опір матеріалу поверхневому викришуванню;

б) процес поступового накопичення в матеріалі пошкоджень при навантаженні;

в) здатність опиратися уповільненому руйнуванню.

84. Межа контактної витривалості – це:

а) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення циклічного навантаження;

б) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення статичного навантаження;

в) максимальне напруження, яке витримує зразок без руйнування в умовах контактного прикладення динамічного навантаження.

85. Антифрикційність – це:

а) здатність матеріалу забезпечувати низький коефіцієнт тертя ковзання, низькі втрати на тертя, малу швидкість зношування сполучної деталі;

б) здатність матеріалу забезпечувати високий коефіцієнт тертя ковзання, високі втрати на тертя, велику швидкість зношування сполучної деталі;

в) властивість матеріалу опиратися зношуванню у певних умовах тертя.

86. Антифрикційні матеріали повинні мати:

а) високу теплопровідність і високу теплостійкість;

б) високу теплопровідність і низьку теплостійкість;

в) низьку теплопровідність і високу теплостійкість.

87. Фрикційні матеріали мають:

- а) забезпечувати малий коефіцієнт тертя ковзання;
- б) забезпечувати великий коефіцієнт тертя ковзання;
- в) опиратися зношуванню в певних умовах тертя.

88. Фрикційні матеріали повинні мати:

- а) високу теплопровідність і високу теплостійкість;
- б) високу теплопровідність і низьку теплостійкість;
- в) низьку теплопровідність і високу теплостійкість.

89. До антифрикційних матеріалів відносять:

- а) бронзи;
- б) титанові сплави;
- в) алюмінієві сплави.

БІБЛІОГРАФІЧНИЙ СПИСОК

1. Остапчук, В. В. Матеріалознавство : навч. посіб. до виконання лаб. робіт / В. В. Остапчук, О. Г. Попова. – Харків : ХАІ, 2019. – 134 с.
2. Остапчук, В. В. Тести для контрольних заходів з матеріалознавства : навч. посіб. / В. В. Остапчук, О. Г. Попова, І. М. Тараненко. – Харків : ХАІ, 2020. – 256 с.
3. Інженерне матеріалознавство. Metали, полімери, кераміка, композити : підручник : пер. з рос. / Я. С. Карпов, В. В. Остапчук, О. Г. Попова, І. М. Тараненко; за ред. проф. Я. С. Карпова. – Харків : ХАІ, 2020. – 384 с.
4. Матеріалознавство : підручник / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А. О. Мовлян, Е. І. Плешаков. – Харків : ХНАДУ, 2007. – 440 с.

Навчальне видання

**Попова Олена Георгіївна
Остапчук Валентина Віталіївна**

ФУНКЦІОНАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Редактор Т. О. Іващенко

Зв. план, 2025

Підписано до друку 20.08.2025

Формат 60x84 1/16. Папір офс. Офс. друк

Ум. друк. арк. 8,4. Обл.-вид. арк. 9,5. Наклад 50 пр.

Замовлення 126-25. Ціна вільна

Видавець і виготовлювач
Національний аерокосмічний університет
«Харківський авіаційний інститут»
61070, Харків-70, вул. Вадима Манька, 17
<http://www.khai.edu>

Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
до Державного реєстру видавців, виготовлювачів і розповсюджувачів
видавничої продукції сер. ДК № 391 від 30.03.2001