

**УКРАЇНА**

**НАЦІОНАЛЬНИЙ АГРАРНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

Кафедра технології конструкційних матеріалів та матеріалознавства

**Є.Г. Афтандіянц, О. В. Зазимко, К.Г. Лопатько**

**ТЕХНОЛОГІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ  
МАТЕРІАЛІВ І МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**

Курс лекцій

Частина II  
**МЕТАЛОЗНАВСТВО**

Київ – 2008

УДК 620.22(038)

Курс лекцій містить необхідний навчальний матеріал, розрахований на студентів інженерних спеціальностей Національного аграрного університету і призначений для науково-педагогічних, наукових та інженерно-технічних працівників у галузі технології конструкційних матеріалів, матеріалознавства та суміжних спеціальностей, студентів та аспірантів технічних спеціальностей університетів.

**Укладачі: Є.Г. Афтанділянц, О. В. Зазимко, К.Г.Лопатько**

Рецензенти: С.Є. Кондратюк, О.О.Котречко

***Навчальне видання***

Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство.

Курс лекцій.

Частина II.

Металознавство.

**Укладачі: АФТАНДІЛЯНЦ Євгеній Григорович,**

**ЗАЗИМКО Оксана Володимирівна,**

**ЛОПАТЬКО Костянтин Георгійович**

Зав. Видавничим центром НАУ А.П. Колесніков  
Редактор Л.М. Левчій

Підписано до друку .....2008, Формат 60/84 1/16  
Ум. друк. арк. , . Обл.-вид.арк. , . Наклад 200.

Видавничий центр НАУ  
**03041, Київ, вул. Героїв Оборони, 15**

## ЛЕКЦІЯ №7. Класифікація металів, їх плавлення, кристалізація та властивості

**Класифікація металів.** Метали - найбільш розповсюджені у природі елементи. Це хімічно прості речовини, які мають особливий металевий блиск, високу пластичність, електро- та теплопровідність. У техніці поняття "метал" означає речовину, що має характерні властивості. Цей термін також використовують при визначенні металевих сплавів. За визначенням М.В. Ломоносова, "метали - суть світлі тіла, які кувати можна".

З точки зору хімії, метали (їх близько 80) - це елементи, атоми яких складаються з позитивно зарядженого ядра, навколо якого на різній відстані обертаються негативно заряджені електрони, утворюючи певні електронні оболонки. Зовнішня електронна оболонка металів містить невелику кількість електронів (1-2). Сила притягування ядра атома щодо зовнішніх (валентних) електронів значною мірою компенсується електронами внутрішніх оболонок. Тому атоми металів досить легко втрачають зовнішні електрони і перетворюються на позитивно заряджені іони. Вільні електрони легко переміщуються в усіх напрямках між утвореними позитивно зарядженими іонами, нагадуючи рух частинок газу ("електронний газ").

### **Типи зв'язків у кристалічних і поліморфних речовинах**

Тип зв'язку між елементарними частинками в твердому тілі (кристалі) визначається електронною будовою атомів, які взаємодіють. Найважливіші зв'язки: іонний, ковалентний і металевий. Тип зв'язку істотно впливає на властивості матеріалу.

**Іонний зв'язок** виникає між різнорідними атомами, наприклад натрію і хлору, один з яких віддає свій валентний електрон і перетворюється у позитивно заряджений іон ( $\text{Na}^+$ ), а інший приймає електрон і стає негативно зарядженим іоном ( $\text{Cl}^-$ ). Отже, іонний зв'язок обумовлюється електростатичною взаємодією протилежно заряджених іонів. Такий зв'язок типовий для неорганічних сполук. У більшості випадків іонні кристали - діелектрики.

**Ковалентний зв'язок** створюється за рахунок об'єднання валентних електронів сусідніх атомів у одному енергетичному рівні (зовнішній орбіті). Об'єднані електрони належать водночас обом атомам і перебувають на спільній орбіті. Ці електрони мають протилежно скеровані спіни і взаємодіють як два електромагніти. Ковалентний зв'язок утворюють як однорідні атоми (кремній, вуглець в кристалічній ґратці алмазу), так і різнорідні (залізо - вуглець у хімічній сполуці  $\text{Fe}_3\text{C}$ , алюміній - азот у хімічній сполуці  $\text{AlN}$ ). Ковалентний зв'язок дуже

міцний. Багато кристалів з таким зв'язком відзначаються високою температурою плавлення, значною твердістю (карбіди, нітриди) і суттєвою зносостійкістю.

**Металевий зв'язок** реалізується за рахунок електростатичної взаємодії між позитивно зарядженими іонами та негативно зарядженими вільними електронами. Валентні електрони атомів металу порівняно легко втрачають зв'язок зі своїми ядрами, утворюючи так званий електронний газ. Металевий зв'язок не скерований в одному напрямку. Добра електро- і теплопровідність металів забезпечується вільними електронами.

Існування водночас нейтральних й іонізованих атомів та вільних електронів є основою уявлень щодо особливого типу міжатомного зв'язку, притаманного тільки металам, - металевого. У металі постійно відбувається обмін електронами між нейтральними та іонізованими атомами, завжди є певна кількість електронів, що на даний момент не належать якомусь з атомів. Якщо створити у металі різницю потенціалів, рух електронів набуде певного напрямку і виникне електричний струм. Наявністю вільних (колективізованих) електронів пояснюють існування спільних для всіх металів властивостей (пластичність, непрозорість, блиск, високі електро- і теплопровідність), а їх кількість - різний ступінь "металевості" окремих металів.

Метал як хімічний елемент може бути компонентом, тобто речовиною, яка утворює систему і входить до складу сплавів з двох або кількох елементів.

Властивості металів зумовлює їх атомна будова і кристалічна структура. Залежно від будови і властивостей метали об'єднують у різні групи. За загальною і найбільш поширеною класифікацією метали поділяють на дві групи: чорні і кольорові. До чорних металів належать залізо та його сплави (сталь, чавун), а до кольорових - решту металів.

Докладніша класифікація (за О.П.Гуляєвим) також поділяє метали на **чорні та кольорові**.

**Чорні метали** мають темно-сірий колір, більш високі температури плавлення, значну твердість і щільність, здатні до поліморфних перетворень (крім Ni). Серед них розрізняють:

залізні - Fe, Co, Ni, Mn;

тугоплавкі - температура плавлення яких вища за температуру плавлення заліза (понад 1539 °C) - W, Mo, Re, Nb, Ti, V, Cr;

уранові - актиніди;

рідкісноземельні (РЗМ) - La, Ce, Nd, Pr та інші.

У техніці використовується понад 90 % чорних металів.

До **кольорових** належить решта металів. Характерним для них є

забарвлення (червоне, жовте, біле), висока пластичність, низька твердість, відносно низька температура плавлення, відсутність поліморфізму. Типовим представником групи кольорових металів є мідь і сплави на її основі (бронза, латунь).

Серед кольорових металів розрізняють:

легкі - Be, Mg, Al;

благородні - Ag, Au, Pt та метали платинової групи - Pd, Ir, Os, Ru, Rh;  
"напівблагородні" - Cu;

легкоплавкі - Zn, Cd, Hg, Sn, Pb, Bi, Tl, Sb;

елементи з послабленими металевими властивостями - Ga, Ge.

Кольорові метали додають до складу легированих сталей і сплавів для поліпшення їхньої структури та властивостей, а також використовують для виготовлення різноманітних виробів.

**Атомно-кристалічна структура металів.** Під атомно-кристалічною структурою розуміють взаємне розташування атомів (іонів) у реальному кристалі. Залежно від будови (розташування атомів) тверді тіла поділяють на *аморфні* і *кристалічні*.

**Аморфні** характеризуються хаотичним розташуванням атомів. Тому, зберігаючи постійну форму, вони не мають певних (критичних) температур плавлення та кристалізації. Залежно від зовнішніх умов їхні властивості змінюються поступово. Аморфний стан металів реалізується за умов інтенсивного охолодження під час кристалізації.

**Типи кристалічних ґраток та їх основні параметри.** За звичайних умов кристалізації метали у твердому стані мають кристалічну будову. Для кристалічного стану характерно, перш за все, певне закономірне розташування атомів у просторі. Кожен атом (іон) у кристалі оточений певною кількістю найближчих атомів (сусідів), розташованих на однаковій відстані від нього. Розглянемо схему розташування атомів (позитивно заряджених іонів) в одній площині. Уявні лінії, проведені через центри атомів, утворюють ґратку, у вузлах якої знаходяться атоми металу, - так звану *кристалографічну площину* (рис. 7.1,а). Багаторазове повторення таких площин у просторі, розташованих паралельно, відтворює просторову кристалічну ґратку (рис. 7.1, б). Взаємне розташування у просторі атомів реальних металів і відстань між ними визначають за допомогою рентгено-структурного аналізу. Розташування атомів у кристалі зручно зображувати у вигляді просторових схем - елементарних кристалічних ґраток. Під цим розуміється найменший комплекс атомів, що дозволяє відтворити при багатократному повторенні просторову кристалічну ґратку (рис. 7.2).

Кристалічна будова характеризується закономірним, геометрично правильним розташуванням атомів (іонів) у просторі.

Атоми (іони) металу перебувають на такій регулярній відстані між собою, при якій енергія взаємодії позитивно і негативно заряджених частинок мінімальна. Якщо через центри атомів кристалу провести лінії, то отримаємо просторову ґратку, а якщо через ряди атомів провести площини, то утвориться безліч однакових елементарних геометричних фігур. Виділимо в просторовій ґратці кристалу такий об'єм, що дає уявлення про будову всього кристалу, і назвемо цей об'єм *елементарною кристалічною ґраткою*.

Отже, елементарною кристалічною ґраткою називається такий найменший об'єм, який дає нам уявлення про взаємне розташування атомів у всьому кристалі.

Просторове розташування атомів у кристалічному тілі залежить від природи металу, характеру міжатомних зв'язків, температури, тиску. Прагнення атомів до найбільш щільного розміщення призводить до значної кількості комбінацій їхнього взаєморозташування. Серед промислових металів найпоширенішим є утворення трьох основних типів кристалічних ґраток: об'ємноцентрованої кубічної (ОЦК), гранецентрованої кубічної (ГЦК) і гексагональної щільного пакування (ГЦП).

У *об'ємноцентрованій кубічній ґратці* (рис. 7.2, а) атоми розташовані у вершинах куба і один атом у центрі куба. Таку кристалічну ґратку мають Р, К, Na, Li, Ti<sub>β</sub>, Zr<sub>β</sub>, Ta, W, V, Fe<sub>α</sub>, Cr, Nb, Ba та інші метали.

У *гранецентрованій кубічній ґратці* атоми розташовані у вершинах куба і в центрі кожної грані (рис. 7.2, б). Кристалічну ґратку такого типу мають: Ca<sub>α</sub>, Ce, Sr<sub>α</sub>, Th, Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Ir, Fe<sub>γ</sub>, Cu та інші метали.

*Гексагональну ґратку щільного пакування* мають Mg, Ti<sub>α</sub>, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co<sub>β</sub>, Be, Ca<sub>β</sub> та інші метали. Атоми у ГЦП-ґратці розташовані у вершинах і центрі шестигранних основ призми та три атоми - у середній площині призми (рис. 7.2, в).

### ***Алотропія металів***

Поліморфним перетворенням називається зміна кристалічної будови залежно від температури і тиску. Перехід до нового типу кристалічної ґратки супроводжується зменшенням вільної енергії кристалів, що утворюються, порівняно з вихідними кристалами. Велике практичне значення має температурний поліморфізм, тобто наявність у металі різної кристалічної будови в інтервалі певних температур. На кривих охолодження поліморфному перетворенню відповідає горизонтальний відрізок сталої температури, завдяки виділенню прихованого тепла перекристалізації.

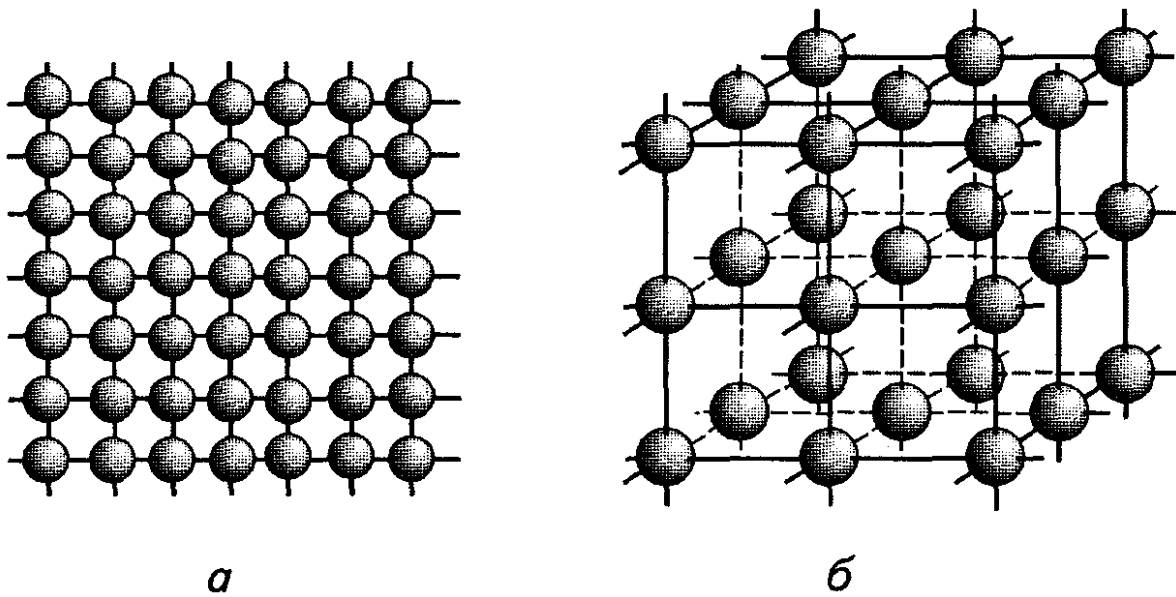


Рис. 7.1. Схема розташування атомів металу у кристалографічній площині (а) та в просторі кристалічної ґратки (б) [1]

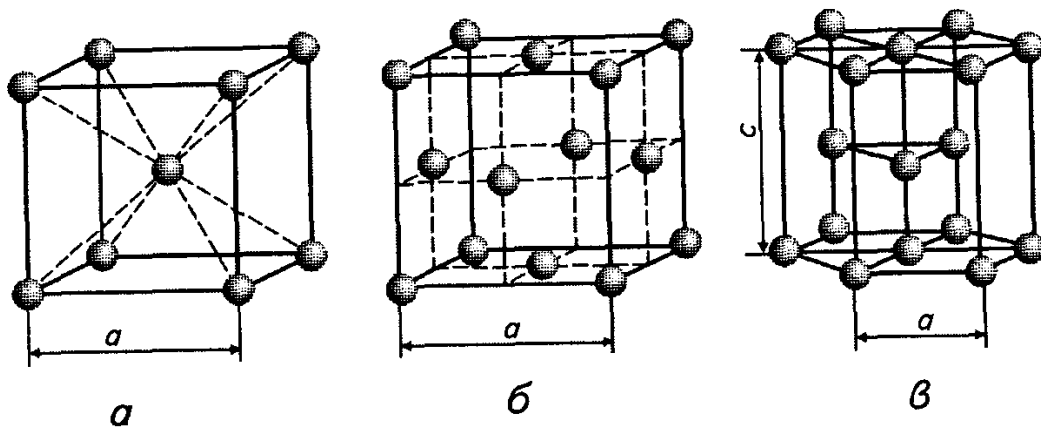


Рис. 7.2. Елементарні кристалічні ґратки металів [1]:  
а - об'ємноцентрована кубічна (ОЦК); б - гранецентрована кубічна (ГЦК); в - гексагональна щільного пакування (ГЦП)

Залежно від температури і тиску деякі метали можуть змінювати будову (тип) кристалічної ґратки, тобто існувати у різних кристалічних формах — поліморфних модифікаціях. Поліморфну модифікацію, стійку при найнижчій температурі, позначають літерою  $\alpha$ , при більш високій —  $\beta$ , далі —  $\gamma$  тощо. Перехід від однієї модифікації до іншої називають **поліморфним перетворенням**. Кожна з модифікацій має свій температурний інтервал існування. За умов рівноваги поліморфне перетворення відбувається при постійній температурі і супроводжується виділенням тепла, якщо перетворення йде при охолодженні, або

поглинанням тепла - в разі нагрівання. Для реалізації поліморфного перетворення, як і при кристалізації з рідкої фази, потрібне деяке переохолодження (або перегрів) відносно рівноважної температури.

Зміна типу кристалічної будови у твердому стані відбувається шляхом зародження центрів нових кристалів і подальшого їх росту. Такий процес іноді називають вторинною кристалізацією на відміну від кристалізації первинної, що відбувається у рідині. Під час вторинної кристалізації зародки нових кристалів найчастіше виникають на границях зерен старих кристалів. У процесі росту нових кристалів протягом певного часу зберігається когерентний зв'язок між новою і старою ґратками в площині, де атоми обох ґраток є спільними.

Характерною особливістю вторинної кристалізації є можливість досягти дуже великого переохолодження, внаслідок чого вдається практично зупинити перебудову ґратки завдяки зниженню швидкості самодифузії атомів, необхідної для росту нових кристалів. Збільшуючи переохолодження до граничного значення, можна закріпити термодинамічно нестійкий високотемпературний стан і зберегти його протягом тривалого часу при кімнатній температурі. Поліморфні перетворення супроводжуються стрибкоподібною зміною властивостей металу. Ці перетворення лежать в основі зміцнюючих і знеміцнюючих термообробок.

Різновидом поліморфізму є *алотропія* тобто здатність одного елемента існувати у вигляді різних простих речовин. Прикладом алотропічного перетворення є перебудова кристалічної ґратки графіту в кристалічну ґратку алмазу при надвисокому тиску і підвищеній температурі.

Відомі поліморфні перетворення для таких металів:  $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma} \leftrightarrow Fe_{\delta}$ ;  $Ti_{\alpha} \leftrightarrow Ti_{\beta}$ ;  $Mn_{\alpha} \leftrightarrow Mn_{\beta} \leftrightarrow Mn_{\gamma} \leftrightarrow Mn_{\delta}$ ;  $Sn_{\alpha} \leftrightarrow Sn_{\beta}$ ; Ca, Li, Te, Na, Cs, Sr, Zn, РЗМ - металів тощо.

Внаслідок поліморфного перетворення утворюються нові кристалічні зерна іншої форми та розміру. Тому таке перетворення називають *перекристалізацією*. При цьому властивості металів і сплавів змінюються стрибкоподібно.

Розглянемо закономірності фазових перетворень і формування структури чистого заліза. При охолодженні розплаву чистого заліза перша температурна зупинка на графіку охолодження (рис. 7.3) спостерігається при температурі 1539 °С, коли залізо з рідкого стану переходить у твердий. В результаті кристалізації утворюється  $\delta$ -залізо з кристалічною ґраткою об'ємноцентрованого куба (ОЦК) з параметром  $a = 2,93 \text{ \AA}$ . При температурі 1400 °С ця форма заліза переходить в  $\gamma$ -залізо і змінює кристалічну ґратку на кубічну гранецентровану (ГЦК) з



параметром  $a = 3,64 \text{ \AA}$ . При подальшому зниженні температури до  $911 \text{ }^\circ\text{C}$   $\gamma$ -залізо переходить у  $\beta$ -залізо з об'ємноцентрованою кубічною ґраткою і параметром  $a = 2,90 \text{ \AA}$ . Подальше охолодження до  $768 \text{ }^\circ\text{C}$  призводить до перетворення немагнітного  $\beta$ -заліза у магнітне  $\alpha$ -залізо з ОЦК-ґраткою і параметром  $a = 2,86 \text{ \AA}$ .

Наявність кількох алотропічних модифікацій заліза залежно від температури позначається на процесах формування структури і властивостей залізовуглецевих сплавів.

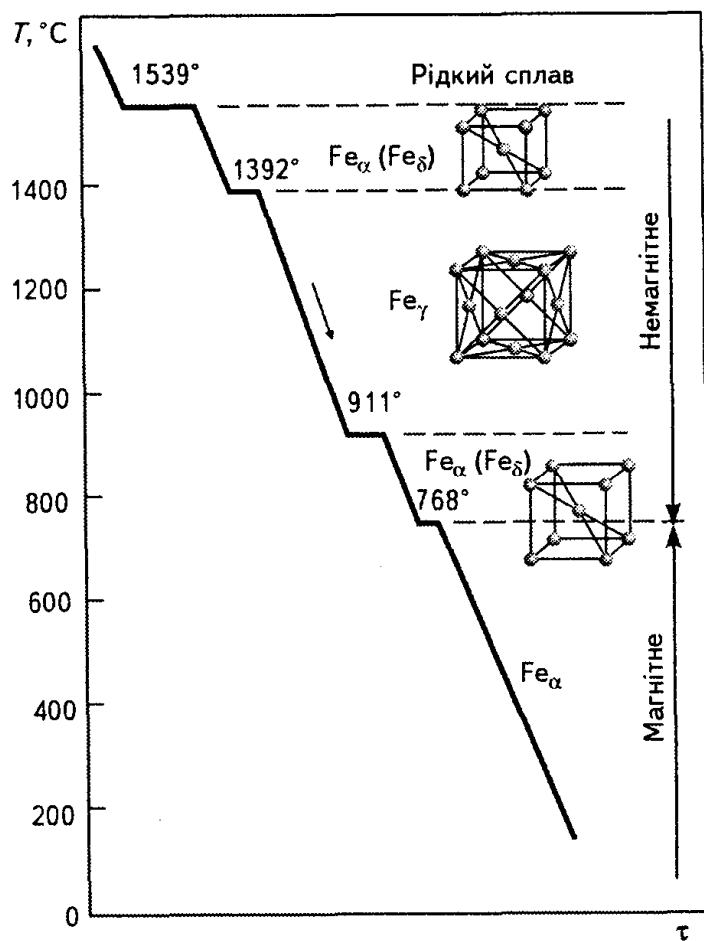


Рис. 7.3. Крива охолодження чистого заліза [1]

Основні параметри кристалічних ґраток такі.

**Елементарна ґратка** - це найменша кількість атомів, яка при багаторазовому повторенні у просторі дозволяє побудувати просторову кристалічну ґратку певної системи.

**Відрізки** дорівнюють відстанням до найближчих атомів (іонів) за координатними осями у тривимірному просторі, позначають їх літерами  $a$ ,  $b$ ,  $c$ . **Кутти** між цими відрізками позначають  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ . Співвідношення відрізків і кутів визначає форму ґратки.

**Період або параметр ґратки** дорівнює довжині ребра ґратки у напрямі головних осей кристалічної ґратки. Параметри ґратки вимірюють у нанометрах (нм), ангстремах (Å).

Координаційне число (К) характеризує щільність пакування ґратки, визначає кількість найближчих і рівновіддалених атомів у певній кристалічній ґратці.

**Координаційне число** простої кубічної ґратки позначають К6 (літера вказує на тип ґратки, цифра - на кількість атомів), об'ємноцентрованої кубічної - К8; гранецентрованої кубічної - К12; гексагональної - Г6; гексагональної щільного пакування - Г12.

**Базис** - це кількість атомів (іонів), що належать до однієї ґратки.

**Атомний радіус** - половина відстані між центрами найближчих атомів у кристалічній ґратці певної кристалічної системи.

**Коефіцієнт компактності** - це відношення об'єму, що займають атоми (іони), до всього об'єму ґратки даного типу.

Для характеристики просторової орієнтації кристалічної ґратки використовують також індекси площин та напрямків (рис.7.4). Площини позначають цифрами у круглих дужках, наприклад (100).

Сукупності аналогічних площин позначають цифрами у фігурних дужках, наприклад {100}. При позначенні напрямків використовують прямокутні дужки, наприклад [100].

### **Ізотропія, анізотропія в кристалах і металах**

Із спостережень за розташуванням атомів у різних площинах кристалічної ґратки видно, що насиченість цих площин атомами неоднакова. Також різні й відстані між атомами та сили міжатомного зв'язку. Так, в ОЦК - ґратці площині (100) належить лише один атом  $[(1/4) \times 4]$ , площині (110) — два: один вносять атоми, що знаходяться у вершинах  $[(1/4) \times 4]$ , і один - атом у центрі куба. У ГЦК - ґратці найщільніше атоми розташовуються у площині (111), а в ОЦК - ґратці - у площині (110).

Це зумовлює різний рівень фізико-механічних властивостей окремих кристалів (монокристалів) у різних площинах і напрямках кристалічної ґратки — так звану **анізотропію**. Це характерна особливість кристалічного тіла на відміну від аморфних з неупорядкованою насиченістю атомами у різних напрямках, тобто ізотропних.

У різних кристалографічних площинах, проведених через центри атомів у кристалічних решітках, число атомів і відстані між ними неоднакові. У зв'язку з цим властивості монокристалів у різних напрямках неоднакові. Таке явище називається анізотропією.

Анізотропія виявляється в неоднаковості опорів монокристала

електричному струму і швидкості розчинення в хімічних реактивах, у відмінності механічних властивостей. Наприклад, міцність зразків, вирізаних у різних напрямках з монокристала міді, відрізняється приблизно в 3 рази, а пластичність - більше ніж у 5 разів.

Реальні технічні метали є полікристалами, тобто складаються зі значної кількості по-різному орієнтованих у просторі анізотропних кристалів (зерен). Тому властивості таких полікристалів у всіх напрямках усереднюються і практично не відрізняються. Проте такі технологічні операції, як кування, прокатування, штампування, можуть створювати певну переважаючу орієнтацію зерен і призвести до анізотропії полікристалічного металу.

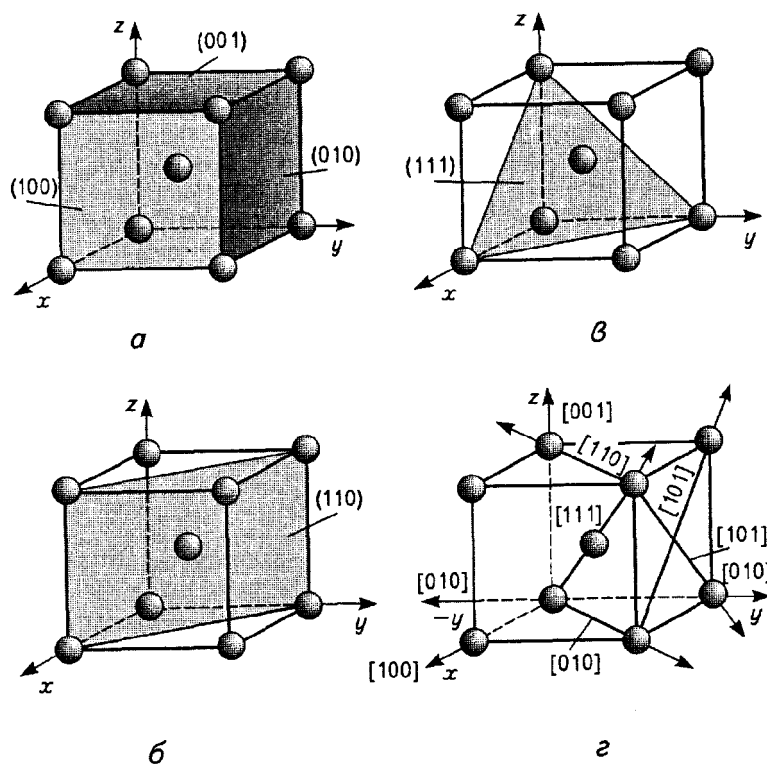


Рис. 7.4. Індеси кристалографічних площин (а - в) і напрямків (г) в об'ємноцентрованій кубічній гратці (ОЦК) [1]

Так, міцність зразків, вирізаних з листа вздовж і впоперек напрямку прокатування, різна, температурний коефіцієнт лінійного розширення листа з цинку залежно від напрямку прокатування може відрізнятися в 1,5-2 рази.

**Ізотронія** - це явище протилежне анізотропії.

**Будова реального металу.** Загальні поняття про дефекти кристалічної будови кристалів та їх вплив на властивості металів. Реальні полікристалічні метали завжди мають дефекти (недосконалості) кристалічної будови. Характер і ступінь порушення досконалості

кристалічної будови значною мірою визначають властивості металів. Дефекти будови кристалічної ґратки за геометричними ознаками поділяють на: точкові (нульвимірні); лінійні (одновимірні); поверхневі (двовимірні); об'ємні дефекти.

До **точкових дефектів** (невеликі розміри у трьох вимірах) належать вакансії, міжвузлові та домішкові атоми.

**Вакансія** - це вузли кристалічної ґратки, в яких атоми відсутні (рис. 7.5, б). На вільне місце у ґратці може переміщуватись інший атом, залишаючи нове вакантне місце. Це сприяє дифузії та самодифузії металу. Кількість вакансій за кімнатної температури порівняно із загальною кількістю атомів незначна (приблизно одна вакансія на  $10^{18}$  атомів), але дуже зростає при підвищенні температури. Так, при температурі, що майже дорівнює температурі плавлення, одна вакансія припадає вже на  $10^4$  атомів металу.

**Міжвузлові атоми** - це атоми, що вийшли з вузла кристалічної ґратки і зайняли місце у міжвузлях (див. рис. 7.5, а).

**Домішкові атоми** - це атоми іншого елемента, які розташовуються у вузлах або міжвузлях кристалічної ґратки металу (сплава).

Точковий дефект розглядають як центр стиснення або розширення у пружному середовищі, що зумовлює викривлення біля нього кристалічної ґратки (рис. 7.6). Точкові дефекти можуть взаємодіяти між собою, утворюючи пари або комплекси різних дефектів.

До **лінійних дефектів** належать такі, що мають невеликі розміри у двох вимірах і значну протяжність у третьому. Це може бути низка вакансій або міжвузлових атомів. Особливим і найважливішим видом лінійної недосконалості є **крайові і гвинтові дислокації** (рис. 7.7).

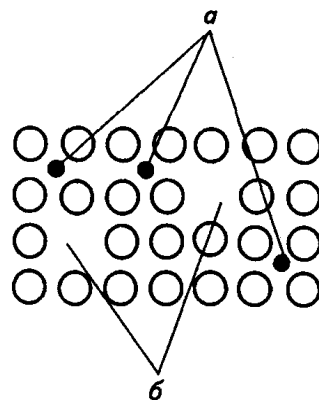


Рис. 7.5. Точкові дефекти у кристалічній ґратці [1]:  
а - міжвузлові атоми; б - вакансії

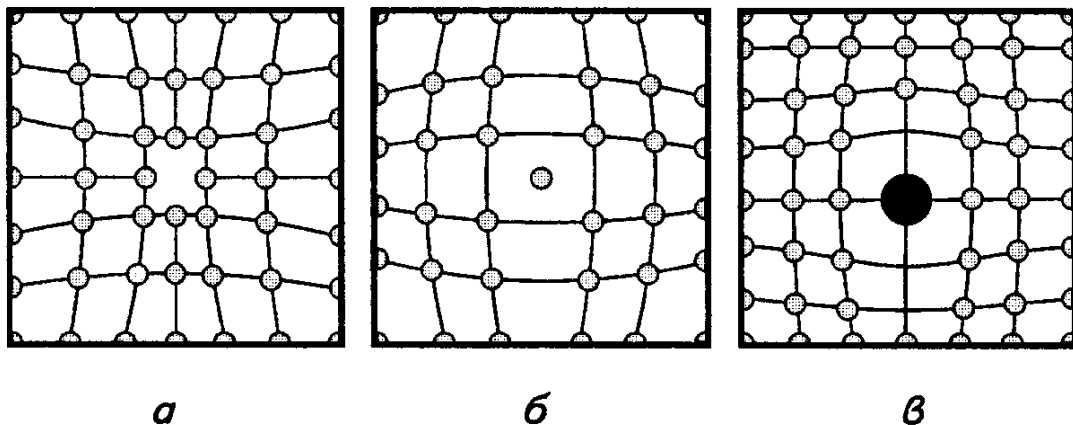


Рис. 7.6. Викривлення кристалічної ґратки біля вакансії (а), дислокованого (б) і домішкового (в) атомів [1]

**Крайова дислокація** — це локалізоване викривлення кристалічної ґратки внаслідок присутності в ній "зайвої" напівплощини (екстраплощини). Край цієї площини утворює дефект ґратки — лінійну (крайову) дислокацію, біля якої виникають пружні викривлення ґратки і відбувається зміщення атомів відносно їх нормальних положень при невеликому дотичному напруженні. У цьому випадку екстраплощина шляхом незначного зміщення перейде у повну площину кристалу, а функції екстраплощини будуть передані сусідній площині. Якщо екстраплощина знаходиться у верхній частині кристала, то дислокацію називають *позитивною* і позначають  $\perp$ , а якщо у нижній - то *негативною* і позначають  $\nabla$ . Ця відмінність між ними дуже умовна і якщо перевертати кристал, то позитивна дислокація змінюється на негативну і навпаки. Дислокації однакового знаку відштовхуються, а різного - притягуються. Зближення дислокацій з різним знаком призводить до їхнього взаємознищення.

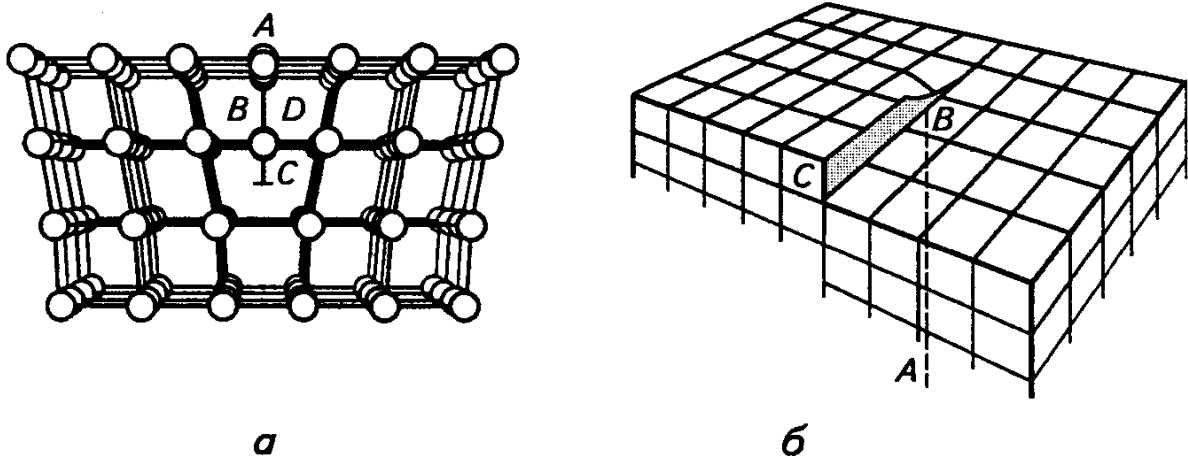


Рис. 7.7. Схеми крайової (а) та гвинтової (б) дислокацій у кристалічній ґратці металу [1]

Порушення порядку розташування атомів може призвести до утворення іншого виду дефекту - гвинтової дислокації (див. рис. 7.7, б). У цьому випадку кристал можна уявити як такий, що складається з однієї атомної площини, закрученої у вигляді гвинтової поверхні. На відміну від крайової гвинтова дислокація паралельна до вектора зсуву. Розрізняють: правосторонні (за рухом годинникової стрілки) і лівосторонні (проти руху стрілки годинника) гвинтові дислокації. Нагадаємо, що навколо дислокації утворюється зона викривлення кристалічної ґратки. Енергію викривлення ґратки характеризує так званий вектор Бюргерса, з величиною якого пов'язують здатність дислокації до переміщення.

Важливе значення має характеристика кількості дислокацій - *густина дислокацій*. Це сумарна довжина дислокацій ( $\sum L$ ), що виражається у сантиметрах на одиницю об'єму ( $V$ ,  $\text{см}^3$ ), тобто  $\rho = L/V$ ,  $\text{см}^{-2}$ . У реальних кристалах металів вона становить  $\sim 10^6 - 10^8$   $\text{см}^{-2}$  дислокацій. Рухливість їх висока і вони здатні до розмноження під дією зовнішніх зусиль, прикладених до металу. За значної пластичної деформації густина дислокацій зростає до  $10^{10} - 10^{12}$   $\text{см}^{-2}$ . Густина дислокацій та їх розташування значною мірою впливають на властивості металів.

Реальний металевий кристал містить не лише атомно-кристалічні дефекти (вакансії, дислокації), а й структурні недосконалості (блоки, фрагменти, субзерна).

**Поверхневі дефекти** незначні за розмірами лише в одному вимірюванні - це поверхні розділу між окремими зернами або субзернами у полікристалічному металі (рис. 7.8).

Полікристал складається з великої кількості зерен, кристалічні ґратки яких розорієнтовані (за кристалографічними напрямками) на кути до кількох десятків градусів. Тому границі між зернами називають великокутовими. Кожне зерно складається з окремих фрагментів — субзерен, розорієнтованих один від одного на один або кілька градусів. Границі між ними називають малокутовими. Субзерна у свою чергу складаються немовби з мозаїки окремих блоків розміром  $1000 - 100\,000$  Å, кристалографічні площини яких розорієнтовані на невеликий кут — менше  $1^\circ$ .

Така триступінчаста структура не є обов'язковою. Зерна можуть складатись також з фрагментів без внутрішньої блочної структури або лише з блоків. Границі зерен являють собою перехідну зону завширшки до 3 - 4 міжатомних відстаней, у якій ґратка одного кристала переходить у ґратку іншого, що має іншу кристалічну орієнтацію. Границі зерен і блоків мають порушення закономірності розташування

атомів, скупчення дислокацій та домішкових атомів, мають підвищену хімічну активність.

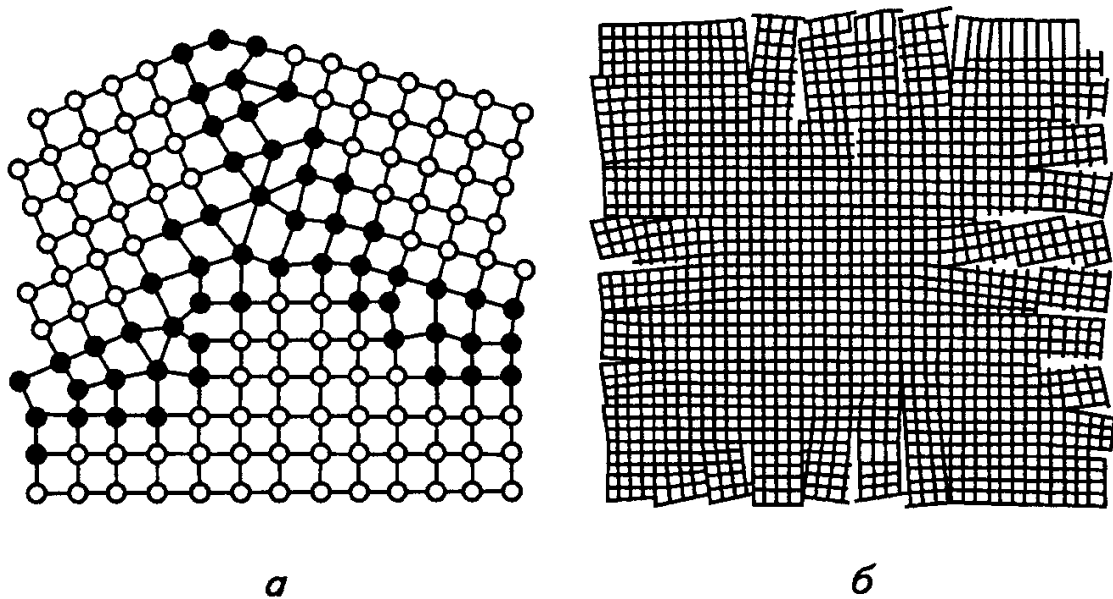


Рис. 7.8. Схеми різної орієнтації у полікристалічному металі (а) та субзеренної (блочної) структури металу (б) [1].

До **об'ємних дефектів** належать скупчення точкових дефектів, що утворюють пори, а також вкраплення іншої фази.

Дислокації легко переміщуються у напрямку, перпендикулярному екстраплощині. Чим легше переміщуються дислокації, тим нижче міцність матеріалу, тим легше йде пластична деформація.

Таким чином, причиною низької міцності реальних металів є наявність у структурі матеріалу дислокацій та інших дефектів будови. Отримання бездислокаційних кристалів призводить до різкого підвищення опору пластичної деформації, тобто до підвищення міцності матеріалів.

Вплив дефектів кристалічних ґраток на міцність металів наведено на рис. 7.9. Ліва гілка кривої відповідає створенню досконалих бездислокаційних ниткоподібних кристалів (так званих «вусів»), міцність яких близька до теоретичної.

При обмеженій густині дислокацій та інших дефектах кристалічних ґраток процес зсуву відбувається тим легше, чим більше дислокацій знаходиться в об'ємі металу.

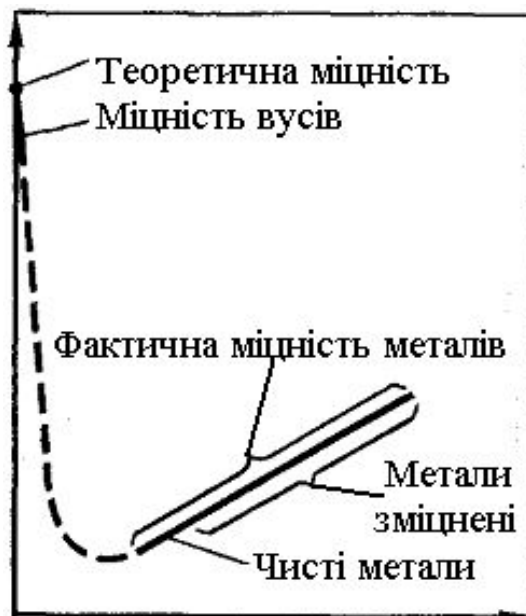


Рис. 7.9. Вплив дефектів кристалічних ґраток на міцність кристала [2]

Із зростанням напруг зростає кількість джерел дислокацій у металі, і їх густина збільшується. Крім паралельних дислокацій, виникають дислокації в різних площинах і напрямках. Дислокації впливають одна на одну, заважають переміщенню, відбувається їх анігіляція (взаємне знищення). З підвищенням густини дислокацій їх рух стає все більш утрудненим, що вимагає збільшення прикладеного навантаження для продовження деформації. У результаті метал зміцнюється, що відповідає правій гілці кривої рис. 7.9.

Зміцненню сприяють й інші дефекти кристалічної будови, які також гальмують рух дислокацій. До них належать атоми розчинених в металі домішок і легуючих елементів, частинки виділень другої фази, границі зерен або блоків тощо. На практиці перешкода руху дислокацій, тобто зміцнення, створюється введенням інших елементів (легуванням), наклепом, термічною або термомеханічною обробкою. Зниження температури також перешкоджає вільному переміщенню дислокацій. При низьких температурах міцність росте, а пластичність падає. Метал стає більш міцним, але крихким.

Таким чином, підвищення міцності металів і сплавів може бути досягнуте двома шляхами: 1) отриманням металів з більш близькою до ідеальної будовою кристалічних ґраток, тобто металів, в яких відсутні дефекти кристалічної будови або ж їх число вкрай мале; 2) або, навпаки, збільшенням кількості дефектів (структурної недосконалості), що перешкоджають руху дислокацій.



## *Термодинамічні основи фазових перетворень металів*

Перехід металу з рідкого стану в твердий з утворенням певного типу кристалічної ґратки та виникненням кристалів називається *кристалізацією*. Процес кристалізації набуває розвитку за умов, коли вільна енергія твердого металу стає меншою за вільну енергію рідкого, тобто коли система переходить у більш стійкий за даних умов стан. Вільна енергія—це та частина внутрішньої енергії, яка може бути перетворена в роботу. Під час підвищення температури вільна енергія рідкого та твердого станів зменшуються. Зміна вільної енергії металу у рідкому та твердому станах залежно від температури показана на рис. 7.10.

Вільні енергії рідкого й твердого станів з підвищенням температури зменшуються. При досягненні теоретичної температури кристалізації ( $T_s$ ) вільні енергії рідкого та твердого металу стають однаковими. Кристалізація можлива лише тоді, коли рідкий метал охолодити нижче  $T_s$  до так званої *фактичної температури кристалізації* ( $T_k$ ). Різницю температур  $\Delta T = T_s - T_k$  називають *ступенем переохолодження*.

Отже, кристалізація може відбуватися лише за умови переохолодження розплаву нижче рівноважної температури  $T_s$ . Процес кристалізації можна відобразити графічно в координатах температура - час за допомогою так званих кривих охолодження (рис. 7.11).

Спочатку температура металу (у рідкому стані) знижується рівномірно до температури кристалізації  $T_k$ , яка знаходиться нижче  $T_s$ . При досягненні фактичної  $T_k$  на кривій охолодження з'являється горизонтальна ділянка, оскільки тепловідбір в оточуюче середовище компенсує виділення прихованої теплоти кристалізації. Після завершення кристалізації температура знову рівномірно знижується. Чим вища швидкість охолодження, тим більший ступінь переохолодження, а отже нижча температура, за якої відбувається кристалізація. Відповідно до рис. 7.11 процес кристалізації (теоретичний) зображує крива 1, а реальний — крива 2. Розплав безперервно охолоджується до *температури переохолодження*  $T_p$ , яка розміщується нижче температури кристалізації  $T_k$ . Охолодження нижче  $T_s$  створює енергетичні умови для протікання процесу кристалізації.

Нагадаємо, що у рідкому металі упорядковане розташування атомів розповсюджується лише на невелику відстань і охоплює невелику кількість атомів. Тобто, на відміну від твердого стану з дальнім порядком розташування атомів, зберігається так званий ближній порядок. Такі мікрооб'єми з регулярним розміщенням атомів

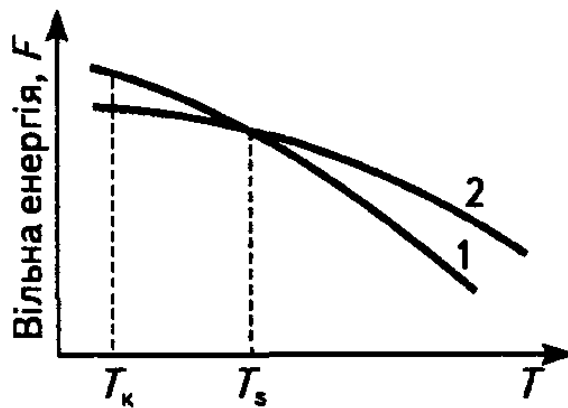


Рис. 7.10. Зміна вільної енергії металу у рідкому (1) і твердому (2) станах залежно від температури [1]

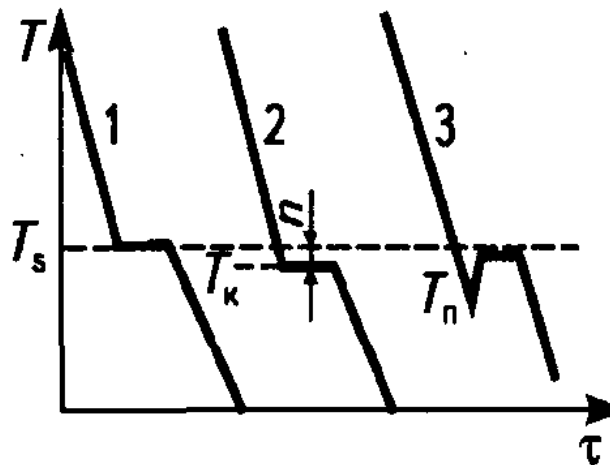


Рис. 7.11. Криві охолодження при кристалізації [1]:  
 1 – теоретичний процес; 2- реальний процес;  
 3 - за умов значного переохолодження

можуть виникати, існувати деякий час, зникати і утворюватися вже в іншому елементарному об'ємі розплаву. Зі зниженням температури ступінь утворення мікрооб'ємів ближнього порядку, їх розмір і стабільність зростають. За температур, близьких до температури плавлення, стає можливим утворення невеликих угруповань, в яких атоми розташовані так само, як і в кристалах. У чистому від домішок розплаві такі найбільш стабільні великі угруповання перетворюються в зародки (центри кристалізації). Такий механізм утворення зародків називають *гомогенним*.

Частіше осередком утворення зародків у розплавах реальних металів слугують найрізноманітніші тверді частки (оксиди, неметалеві вкраплення тощо), які завжди присутні в розплаві. Переохолодження

чистих металів  $\approx 200$  °С (наприклад, золота), а реальних промислових металів та сплавів  $\approx 10-20$  °С. У випадках, коли такі частки мають однакову будову кристалічної ґратки з ґраткою тверднучого металу (ізоморфні домішки) і параметри спряжених ґраток домішки та металу приблизно однакові (різниця не перевищує 9 %), вони виконують роль центрів кристалізації. Таке утворення зародків називають *гетерогенним*.

Процес кристалізації складається з двох елементарних процесів: утворення зародків (центрів кристалізації) та росту кристалів з цих центрів. Ці процеси мають власні швидкості, які й визначають параметри кристалізації.

Перший з параметрів - це *швидкість утворення зародків* ( $C$ ), яка визначається кількістю зародків, які утворюються в одиниці об'єму за одиницю часу (вимірюється у  $1/(\text{см}^3 \cdot \text{с})$ ).

Другий - це *лінійна швидкість росту кристалів* ( $n$ ). Вона характеризує зміну лінійних розмірів кристалів і вимірюється в сантиметрах на секунду ( $\text{см/с}$ ).

Від співвідношення цих параметрів залежать розміри зерен у полікристалічних металах. За теорією Таммана, кількість зерен ( $N$ ) пропорційна швидкості утворення центрів кристалізації та обернено пропорційна швидкості росту зерна, тобто

$$N = K_n \cdot C/n, \quad (7.1)$$

де  $K_n$  - сталий коефіцієнт.

Темп зростання кількості зародків у більшості випадків переважає темп зростання лінійної швидкості їх росту. Зі зростанням ступеня переохолодження величини параметрів кристалізації збільшуються.

Мінімальний розмір зародка ( $R_k$ ), здатного до зростання за певних температурних умов, називають *критичним розміром зародка*, а сам зародок - *критичним* або *рівноважним*. Зі збільшенням ступеня переохолодження або зі зниженням температури кристалізації розмір критичного зародка і відповідно розмір зерна зменшуються. У разі гетерогенного утворення центрів кристалізації подрібнення зерна зумовлюється кількістю домішок у металі. Розмір зерна певною мірою впливає на механічні та інші властивості металів.

Кристалізація металів починається з формування центрів (зародків) кристалізації. Саме з них ростуть потім первинні, або головні, осі наступних кристалів. Слідом за головними і перпендикулярно до них ростуть осі вищих порядків (рис. 7.12, а). Такі первинні кристали, які нагадують зовнішнім виглядом дерево, називаються дендритами. Подальший ріст дендритів і формування повнотілих кристалів відбувається за рахунок рідкого металу, що заповнює міжосьовий об'єм. Зростаючи, кристали ніби просуваються назустріч один одному, у

певний момент стикаються між собою, перешкоджаючи росту кожного, внаслідок чого набувають випадкової зовнішньої форми (рис. 7.13). Такі кристали називаються зернами.

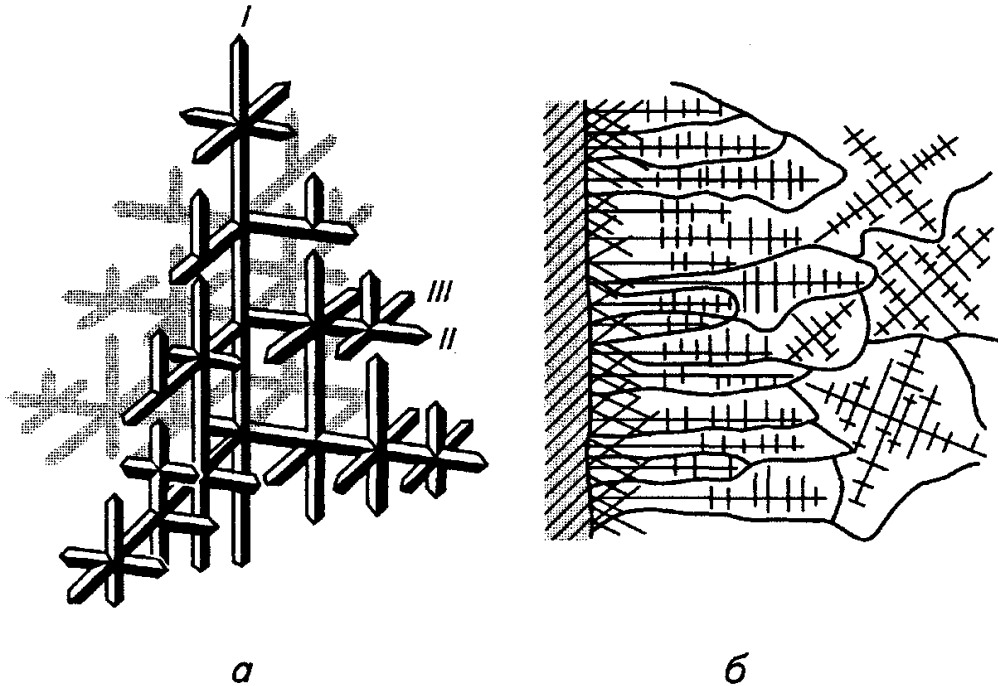


Рис. 7.12. Схема будови дендритного кристалу (а) та росту дендритів за перерізом зливка (б) [1]:  
I –III - порядок осей дендритів

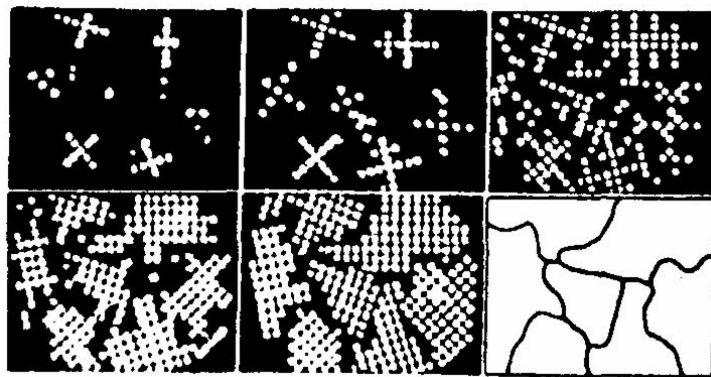


Рис. 7.13. Схема формування зерен при кристалізації металу [1]

Розміри і кількість зерен на кінець кристалізації залежать від швидкостей зародження і росту кристалів. Під швидкістю зародження розуміють кількість кристалів, які сформувалися в одиниці об'єму за одиницю часу, а під швидкістю росту - швидкість збільшення лінійних розмірів кристалу, що зростає.

Швидкості зародження і росту кристалів залежать від ступеня переохолодження рідкого металу  $\Delta T$  (швидкості охолодження). При невеликому ступені  $\Delta T_1$  (рис. 7.14) зароджується мало кристалів, проте ростуть вони з великою швидкістю і на кінець кристалізації досягають великих розмірів. Із збільшенням ступеня переохолодження до  $\Delta T_2$  і  $\Delta T_3$  кількість кристалів, що зароджуються за одиницю часу, зростає більше, ніж швидкість їх росту, тому розмір зерна в затверділому металі зменшується.

Дрібнозернистий метал має більш високі характеристики пластичності й в'язкості.

У ливарному виробництві для регулювання розмірів і форми зерен у певних випадках до рідкого металу спеціально вводять тугоплавкі дрібні частки, що слугують додатковими центрами кристалізації. Такі добавки називають модифікаторами, а сам процес - модифікуванням.

**Дендритна кристалізація і будова металевого зливка.** Реальні метали і сплави переходять у твердий стан (кристалізуються) з утворенням, за умов переохолодження і наявності домішок у розплаві, кристалів розгалуженої форми - дендритів (дендрит у перекладі з грецької (дендрон) - дерево) (див. рис. 7.12).

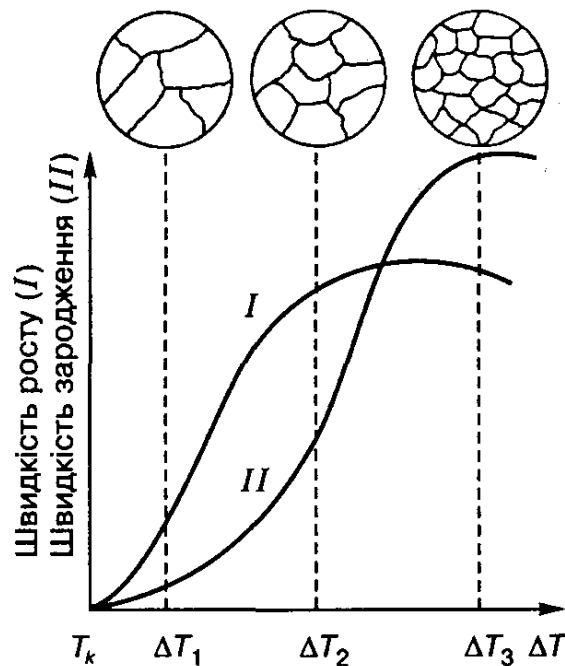


Рис. 7.14. Схема залежності (криві Тамана) швидкості зародження центрів кристалізації (II) та росту кристалів (I) від ступеня переохолодження ( $\Delta T$ ) [1]: I - швидкість росту ( $V_p$  [мм/с]); II - швидкість зародження центрів кристалізації  $V_{\text{цн}}$  [ч.ц./( $\text{мм}^3 \cdot \text{с}$ )]

Характерним для дендритної кристалізації є те, що зародки ростуть з нерівномірною швидкістю і переважно у напрямках інтенсивного тепловідводу, де швидкість росту максимальна. У цих напрямках формується вісь (або гілка) першого порядку - стовбур майбутнього дендритного кристалу. Подальше збільшення розмірів осі першого порядку відбувається не лише за довжиною, а й за перерізом зростаючого кристалу. Внаслідок цього вісь завтовшки більша в основі та менша біля вістря. З часом від осей першого порядку під певним кутом починають рости нові гілки - осі другого, третього, четвертого та інших порядків. Зі зростанням гілок високих порядків заповнюються всі проміжки, які займає рідкий метал. Внаслідок нерівномірної кристалізації зерен дендритної форми у різних місцях дендриту хімічний склад неоднаковий. Таку неоднорідність складу в межах одного дендритного кристалу називають *дендритною ліквіацією*.

За виробничих умов при охолодженні великих мас металу у формах (випливних) кристалізація не може відбуватися водночас по всьому об'єму зливка. Вона починається у зонах найбільшого відведення тепла (стінки і дно випливниці) і поширюється до середини форми. Різний ступінь переохолодження металу в об'ємі зливка, наявність домішок, температурно-часові параметри кристалізації та охолодження металу зумовлюють неоднорідність макроструктури, форми і розмірів зерен, хімічного складу, наявність макро- і мікронесуцільностей у металі зливка.

Макроструктура сталевих зливка складається з трьох основних зон (рис. 7.15):

- дрібних рівноосних кристалів;
- великих орієнтованих (стовпчастих);
- рівноосних різно орієнтованих кристалів.

Зовнішня зона 1 розповсюджується на невелику глибину. Дрібні рівноосні кристали утворюються за умов значного переохолодження металу при контакті розплаву з холодними стінками випливниці. При цьому виникає значна кількість центрів кристалізації.

Зона 2 утворена досить великими стовпчастими кристалами, що ростуть перпендикулярно стінкам і дну випливниці, тобто у напрямку, протилежному відведенню тепла від розплаву.

Центральна зона 3 зливка складається з різних за розміром і орієнтацією рівноосних кристалів.

Кристалізація зливка з утворенням різних структурних зон зумовлює наявність макроскопічної зональної ліквіації. Найбільше домішок скупчується у центральній та верхній частинах зливка. Слід відзначити також зменшення об'єму твердого металу порівняно з рідким (усадка).

Це зумовлює утворення несучільностей у вигляді зосередженої раковини усадки, або зони дрібних раковин, порожнин, мікропор. Найбільш негативно на структуру і властивості металу впливає раковина усадки, поблизу якої сконцентрована найбільша кількість шкідливих домішок.

Частина зливка, де знаходяться раковина усадки, усадкова пористість та ліквацийна зона, є дефектною частиною (частиною надливу). Тому при подальшій обробці тиском ця частина (15-25 %) видаляється і надходить на переплавлення. Дрібні несучільності, якщо їх стінки не окислились, усувають обробкою тиском (прокатування, кування тощо). Структурні й хімічні неоднорідності литого металу певною мірою усувають при наступній термічній обробці. Для сталевих виливків найбільш розповсюджені два варіанти термічної обробки: нормалізація та нормалізація з наступним відпуском. Термічна обробка у більшості випадків є обов'язковою операцією технологічного процесу одержання литих виробів.

#### ***Поняття про механічні, фізичні, хімічні та технологічні властивості металів і сплавів***

Метали характеризуються механічними, фізико-хімічними та технологічними властивостями.

Механічні властивості характеризують поведінку матеріалу під дією навантажень. Навантаження бувають статичні (є незмінні або зростають повільніше, ніж процеси в металі), динамічні (зростають з великою швидкістю) і циклічні (змінюються періодично, звичайно, за синусоїдним законом).

Механічні властивості визначають експериментально, дотримуючись стандартних методик. До механічних властивостей належать міцність, пластичність, твердість, ударна в'язкість, витривалість тощо.

***Міцність*** - це здатність матеріалу чинити опір пластичній деформації і руйнуванню під дією навантажень.

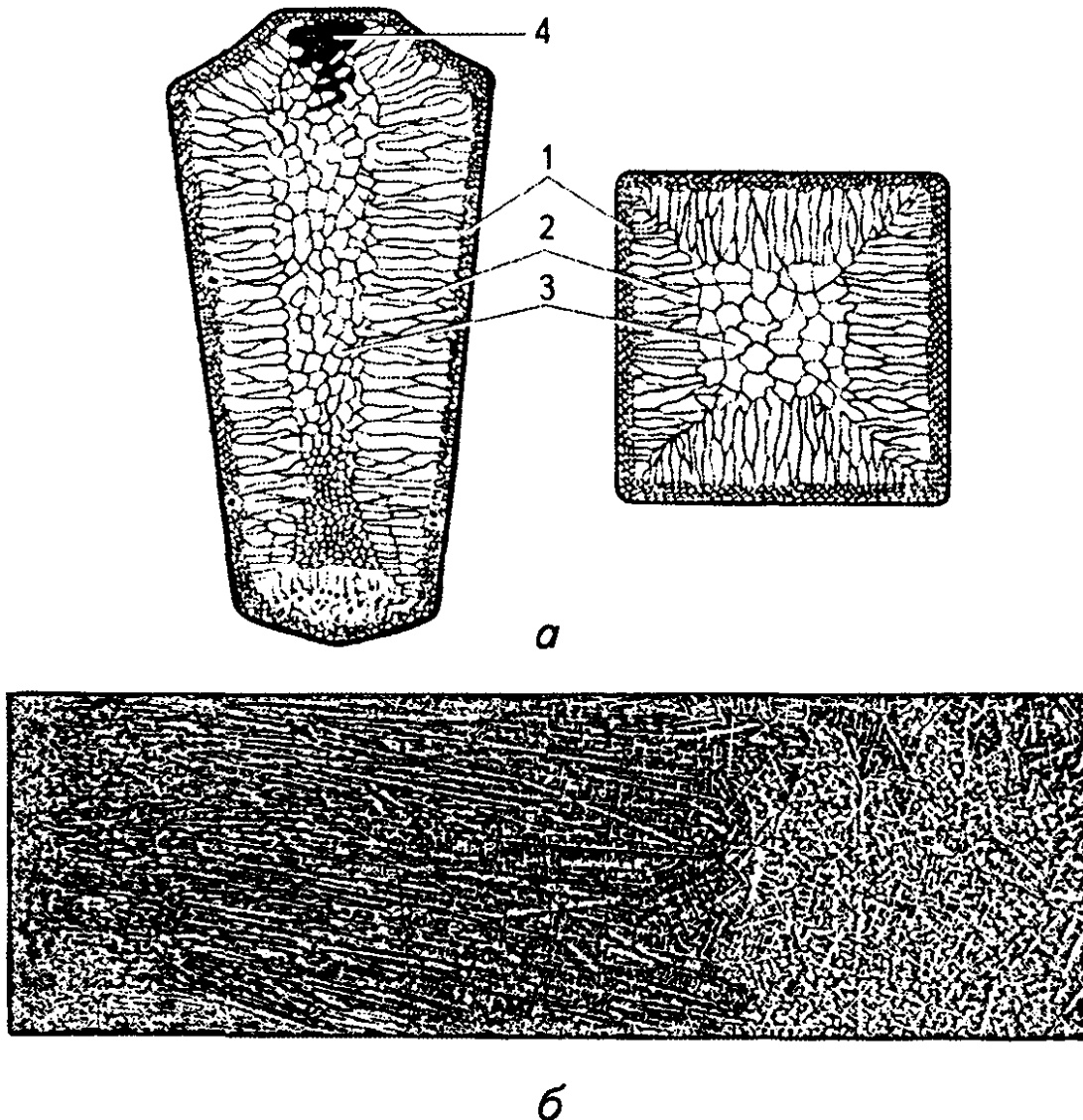


Рис. 7.15. Будова (а) та мікроструктура (б) сталевого зливка [3]:  
 1 - зона дрібних неорієнтованих кристалів біля стінки виливниці;  
 2 - зона стовпчастих, витягнутих до центра зливка, кристалів;  
 3 - зона рівноосних кристалів; 4 - раковина усадки

Важливою характеристикою матеріалу є границя міцності, яку визначають у результаті руйнування зразків під час статичних випробувань на спеціальних розривних машинах. Найчастіше випробовують на розтяг, рідше на стиск, згин або кручення. У випадку розтягу стандартний зразок круглого (рідше прямокутного) перетину навантажують двома однаковими й протилежно спрямованими силами вздовж його осі. Ці сили плавно зростають доки, поки зразок не зруйнується. Найчастіше використовують довгі зразки, в яких  $l_0/d_0 = 10$ , або  $l_0 = 11,3(S_0)^{0,5}$ , де  $l_0$  - початкова розрахункова довжина;  $d_0$  -



початковий діаметр зразка;  $S_0$  - початкова площа поперечного перетину зразка. Перед випробовуванням на зразок наносять позначки, якими позначають величину  $l_0$ , потім вимірюють  $l_0$  і  $d_0$ .

Розривна машина має самопис, що рисує діаграму в координатах сила розтягу  $F$  - абсолютне видовження зразка  $\Delta l$  (рис. 7.16).

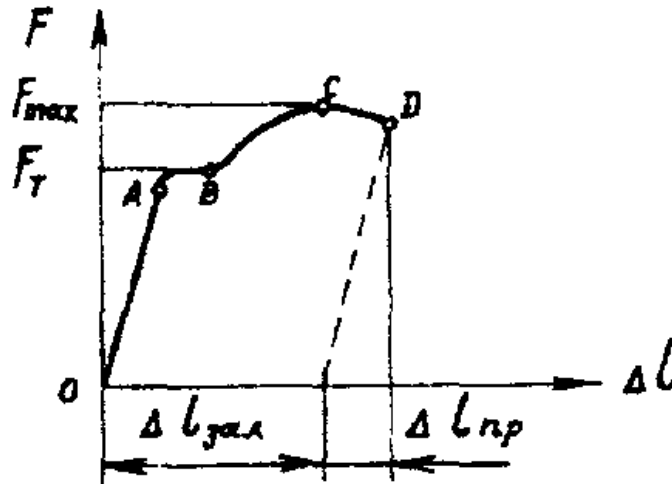


Рис. 7.16. Діаграма розтягу низьковуглецевої сталі [4]:

$F$  - осьова сила розтягу;  $\Delta l$  - видовження зразка в момент руйнування;

$\Delta l_{пр}$  - пружне і  $\Delta l_{зал}$  - залишкове видовження зразка

Прямолінійна ділянка  $OA$  діаграми відповідає пружній деформації зразка, яка зникає під час зняття сили  $F$ . Зростання сили до  $F_T$  спричиняє появу пластичних деформацій. Це виразно проявляється на горизонтальній ділянці  $AB$  діаграми, в межах якої деформація істотно збільшується без помітного зростання сили розтягу. За числовим значенням сили  $F_T$ , що відповідає горизонтальній ділянці діаграми, розраховують *фізичну границю текучості* матеріалу  $\sigma_T$ , як відношення сили  $F_T$ , при якій зразок деформується без помітного зростання сили, до початкової площі поперечного перетину  $S_0$  зразка. Більшість металів і сплавів не мають явно вираженої горизонтальної ділянки текучості. Для них визначають *умовну границю текучості* як відношення сили  $F_{0,2}$ , що відповідає залишковому видовженню зразка  $\Delta l = 0,002 \cdot l_0$ , до початкової його площі поперечного перетину  $S_0$ .

$$\sigma_T = \frac{F_T}{S_0} = \frac{4F_T}{\pi d_0^2} \quad (7.2),$$

$$\sigma_{0,2} = \frac{F_{0,2}}{S_0} = \frac{4F_{0,2}}{\pi d_0^2} \quad (7.3) .$$

Подальше збільшення сили  $F$  призводить до росту пластичної деформації рівномірної за робочою довжиною зразка. В точці С, що відповідає силі  $F_{\max}$  починається локалізація пластичної деформації в найслабшому місці зразка. Це призводить до утворення шийки. Точка D діаграми відповідає руйнуванню зразка.

**Границею міцності** матеріалу на розтяг  $\sigma_m$  називається відношення найбільшої сили  $F_{\max}$ , яку витримує зразок перед руйнуванням, до початкової площі його поперечного перетину  $S_0$ . У зв'язку зі зменшенням діаметра в зоні шийки сила  $P$  поступово зменшується, починаючи з точки С:

$$\sigma_m = \frac{F_{\max}}{S_0} = \frac{4F_{\max}}{\pi d_0^2}. \quad (7.4)$$

**Пластичністю** називається здатність металу пластично деформуватися. Вона характеризується відносним видовженням і відносним звуженням.

**Відносне видовження** після розриву  $\delta$  - це відношення залишкового видовження зразка після руйнування  $\Delta l_{\text{зал}} = l_k - l_0$  до його початкової розрахункової довжини  $l_0$ , виражене у відсотках:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 \% . \quad (7.5)$$

де  $l_k$ , — кінцева розрахункова довжина зразка, виміряна після руйнування.

**Відносним звуженням** зразка після розриву  $\psi$  називають відношення зменшення площі поперечного перерізу  $\Delta S = S_0 - S_k$  зразка після руйнування до початкової площі поперечного перерізу зразка  $S_0$ , виражене у відсотках:

$$\psi = \frac{S_0 - S_k}{S_0} \cdot 100 \% . \quad (7.6)$$

де  $S_k$  - кінцева розрахункова площа поперечного перерізу зразка, виміряна після руйнування.

Відносне звуження точніше відображає пластичні властивості металу, ніж відносне видовження.

**Твердість** - це здатність металу чинити опір проникненню в нього іншого твердішого тіла, яке пластично не деформується.

**Визначення твердості за Брінеллем.** Суть методу зводиться до втискання у випробовуваний матеріал сталевий загартований кульки діаметром  $D$  (рис. 7.17), на яку діє сила  $F$  протягом певного часу, достатнього для закінчення в металі пластичних деформацій. Кулька

проникає у метал на деяку глибину, залишаючи на поверхні відбиток. Отже, визначення твердості за Брінеллем передбачає вимірювання розміру отриманого відбитка та деяких обчислень.

Твердістю за Брінеллем  $HV$  називається відношення діючої на кульку сили  $F(N)$  до площі поверхні  $S$  ( $mm^2$ ) отриманого відбитку:  
 $HV = F/S$ , МПа. Підставляючи в формулу значення  $S$ , отримаємо:

$$HV = \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (7.7)$$

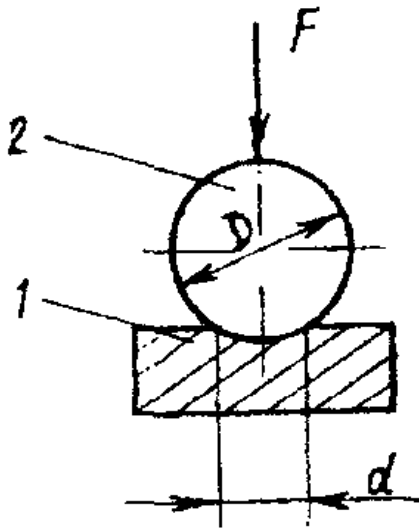


Рис. 7.17. Схема випробовування при визначенні твердості за Брінеллем [4]:

1 - зразок; 2 - кулька;  $F$  - сила, що діє на кульку;  $D$  - діаметр кульки;  $d$  - діаметр відбитка

Метод визначення твердості за Брінеллем не є універсальним, оскільки він не дозволяє випробовувати матеріали твердістю понад 4400 МПа та визначати твердість тонкого поверхневого шару (менше 1 мм); крім того на поверхні виробу залишаються відносно великі відбитки діаметром 3 - 6 мм, що не завжди допустимо.

*Вимірювання твердості за Роквеллом* є зручнішим, бо операції втискання і вимірювання виконуються з одного встановлення, тривалість їх не перевищує 1 хв, відпадає необхідність замірювати діаметр відбитка, а число твердості показує стрілка приладу на шкалі індикатора. Відбитки, що залишаються, незначні і, як правило, не псують поверхні виробу.

Суть методу вимірювання твердості за Роквеллом в тому, що у

випробовуваний матеріал заглиблюється індентор - алмазний конус з кутом у вершині  $120^\circ$  або сталева загартована кулька діаметром 1,59 мм. Іноді замість алмазного використовують твердосплавний конус. Щоб уникнути впливу мікронерівностей і складної конфігурації поверхні, до індентора послідовно прикладають попередню і основну сили.

Спочатку до індентора прикладають попередню силу  $F_0$  (рис. 7.18, б), під дією якої він заглиблюється в метал на величину  $h_0$ . Потім плавно додають основну силу  $F_1$  (рис. 7.18, в). У результаті заглиблення індентора зростає до значення  $h_0 + h_1$ . Після зняття основної сили  $F_1$ , залишається попередня сила  $F_0$  (рис. 7.18, г). Під дією пружних деформацій металу індентор дещо підніметься вгору і займе положення, що визначається розміром  $h_0 + h$ .

Про твердість за Роквеллом судять за величиною різниці заглиблень індентора у матеріал під дією двох сил: загальної, знявши основну, і попередньої, тобто  $(h_0 + h) - h_0 = h$ .

Якщо значення  $h$  розглядати як характеристику твердості, то вийде, що м'які метали, які показують більшу величину заглиблення індентора, мають вищу твердість, ніж тверді. Для уникнення цього протиріччя під час визначення твердості за Роквеллом від вибраної умовної величини заглиблення  $h_{max}$  віднімають значення  $h$  і отримують  $h_{max} - h$ . Оскільки твердість за Роквеллом HR прийнято виражати не в мм, а в поділках шкали індикатора, то величину  $h_{max} - h$  ділять на ціну поділки шкали  $c$  ( $c = 0,002$  мм):

$$HR = \frac{h_{max} - h}{c} \quad (7.8)$$

Зазначимо, що для випадку застосування конуса  $h_{max} = 0.20$  мм, для сталєвої кульки -  $h_{max} = 0,26$  мм .

*Визначення твердості за Віккерсом* зводиться до втискання силою  $F$  (рис. 7.19) правильної чотиригранної алмазної піраміди з кутом між протилежними гранями  $\alpha=136^\circ$  у матеріал. Про величину твердості судять за значеннями сили  $F$  і діагоналі відбитка  $d$ , розмір якої вимірюють під мікроскопом.

Твердістю за Віккерсом HV називають відношення сили  $F(H)$ , що діє на правильну чотиригранну піраміду, до площі поверхні  $S$  (мм<sup>2</sup>) отриманого відбитка:

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (7.9)$$

де  $d$  — середнє арифметичне довжин обох діагоналей, мм;  $\alpha$  — кут між

протилежними гранями піраміди, °.

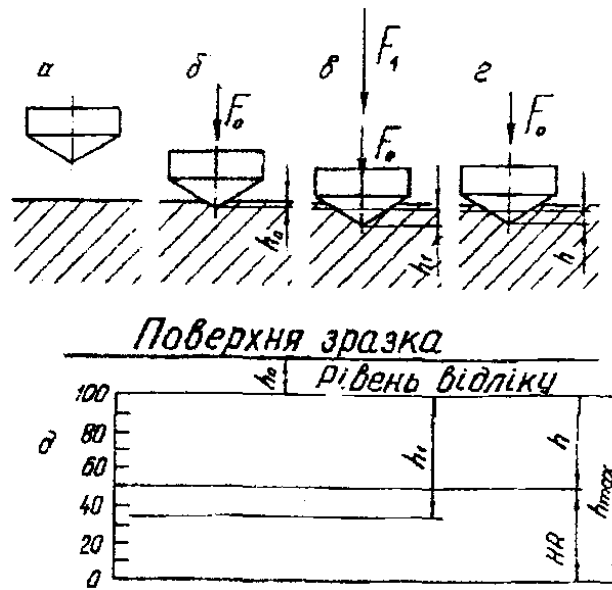


Рис. 7.18. Схема вимірювання твердості вдавлюванням алмазного конуса (а - г) і співставлення величин заглиблення зі шкалою приладу (д) [4]:  $F_0$ ,  $F_1$  - попередня і основна сили;  $h_0$ ,  $h_1$  - заглиблення індентора під дією  $F_0$  і  $F_1$ ;  $h$  - після зняття  $F_1$ ;  $h_{\max}$  - умовна величина заглиблення; HR - твердість за Роквеллом

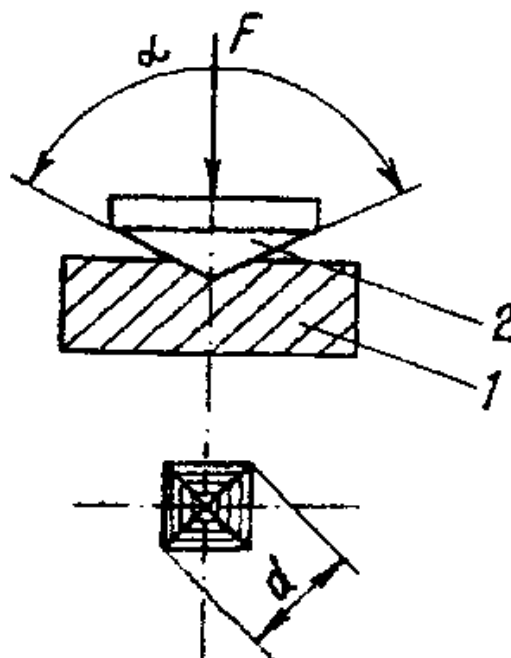


Рис. 7.19. Схема випробування на твердість за Віккерсом [4]: 1 - зразок; 2 - алмазна піраміда;  $F$  - сила, що діє на піраміду;  $\alpha$  - кут між протилежними гранями піраміди;  $d$  - діагональ відбитка

Величина  $F$  змінюється в широких межах від 49 до 1177 Н. Оскільки сила невелика, розміри відбитка малі, можна визначати твердість тонких поверхневих шарів.

**Ударна в'язкість.** В умовах експлуатації часто виникають ударні навантаження. Для оцінки опору матеріалу динамічним силам проводять випробовування на удар. Одним із видів таких випробувань є ударний згин, за допомогою якого виявляють схильність матеріалів, зокрема конструкційних сталей, до крихкого руйнування внаслідок зниження температури, наявності надрізів, шкідливих домішок, зміни структурного стану, збільшення швидкості деформації та інших факторів. Під час ударного згину визначають таку механічну характеристику металу як ударна в'язкість.

Ударною в'язкістю  $KC$  називається відношення роботи удару  $A$ , яка витрачається на руйнування стандартного зразка, до початкової площі його поперечного перерізу  $S_0$  у місці руйнування:

$$KC = A / S_0, \text{ МДж/м}^2. \quad (7.10)$$

Суть методу визначення ударної в'язкості зводиться до руйнування одним ударом надрізаного зразка 2 (рис. 7.20) призматичної форми, що вільно лежить на двох опорах 1. Посередині довжини зразка на одній його грані зроблено U-подібний надріз з радіусом заокруглення  $R = 1$  мм. Глибина надрізу становить 2 мм. Поруч з названим зразком використовують також зразки з V-подібним надрізом, а також з V-подібним надрізом, що закінчується втомленісною тріщиною. Надріз є концентратором напружень.

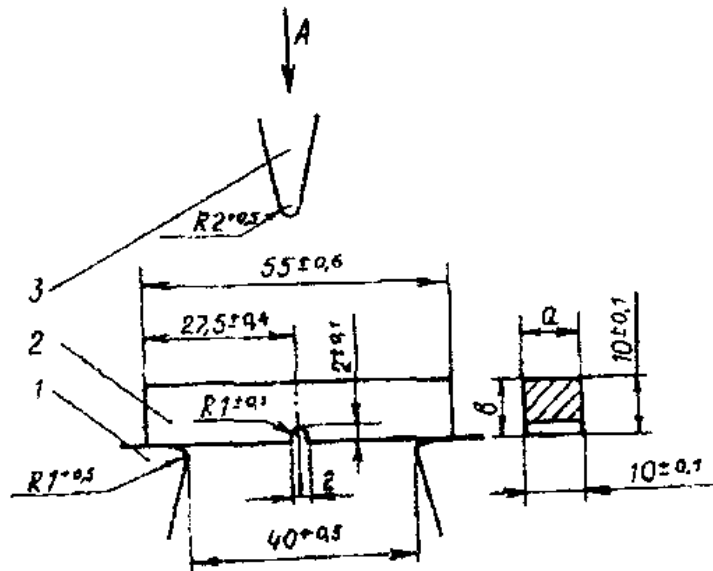


Рис. 7.20. Конструкція зразка з U-подібним надрізом та схема випробовування [4]:

1 - опора зразка; 2 - зразок; 3 - ніж маятника; A - напрям удару

Зазначимо, що U-подібний надріз вибирають для матеріалів конструкцій підвищеної надійності, а V-подібний з тріщиною - для матеріалів особливо відповідальних конструкцій. Руйнівний удар наносять у напрямку стрілки А ножом маятника 3 по протилежній від надрізу грані зразка.

Для руйнування зразка 2 (рис. 7.21) використовують маятник. Якщо запас потенціальної енергії маятника в його положенні перед ударом буде  $mgH$ , а після удару -  $mgh$ , то робота удару, витрачена на руйнування зразка, дорівнює різниці енергій маятника в положеннях до і після удару:

$$A = mg(H - h), \text{ МДж}, \quad (7.11)$$

де  $m$  - приведена маса маятника, кг;  $g$  - прискорення земного тяжіння,  $\text{м/с}^2$ ;  $H$  і  $h$  - висоти підняття центра мас маятника в положенні до і після удару відносно центра мас маятника в стані спокою, м.

**Витривалість.** Визначення границі витривалості. Здебільш деталі машин під час експлуатації навантажені циклічними (повторно змінними) силами. При цьому прикладене до деталі напруження змінюється протягом кожного циклу від заданих найменшого  $\sigma_{\min}$  (рис. 7.22) до найбільшого  $\sigma_{\max}$  значення. Якщо значення  $\sigma_{\min}$  і  $\sigma_{\max}$  рівні за величиною і протилежні за знаком, то цикл напружень симетричний і коефіцієнт асиметрії циклу  $R_\sigma = -\sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$ . В усіх інших випадках маємо справу з асиметричним циклом.

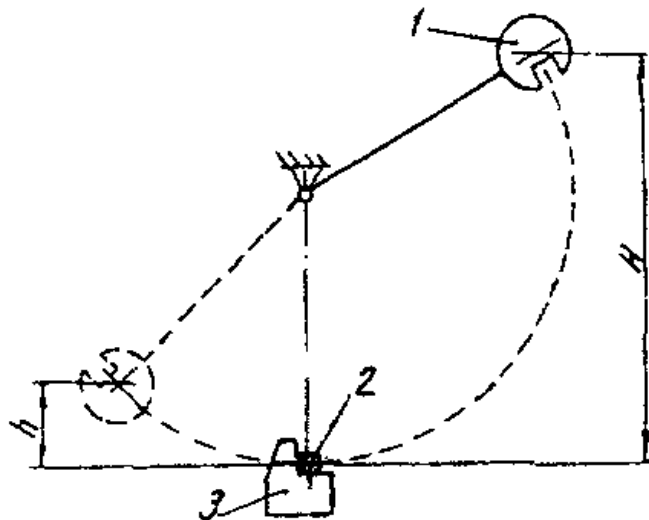


Рис. 7.21. Схема маятникового копра [4]:

1 - маятник; 2 - зразок; 3 - опора зразка;  $H$  і  $h$  - висоти підняття маятника до і після удару відповідно

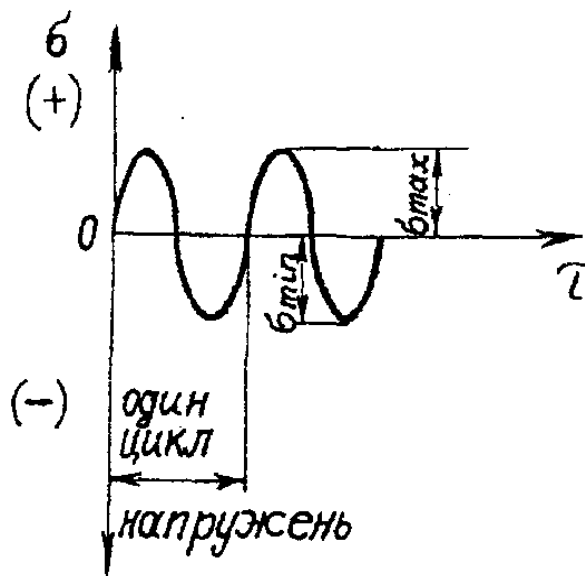


Рис. 7.22. Зміна напружень  $\sigma$  під час випробовування на втому [4]:  
 $\tau$  - час;  $\sigma_{\min}$  і  $\sigma_{\max}$  – відповідно мінімальне і максимальне значення напруження циклу

Нагромадження пошкоджень у металі під дією циклічних напружень є причиною втомленісного руйнування. Останнє поділяють на дві стадії - стадію зародження і стадію росту тріщини.

*Витривалістю* називається здатність металу протистояти втомленісному руйнуванню. На втому випробовують серію гладких переважно круглого перерізу зразків або зразків круглого перерізу з надрізом. Значно рідше застосовують зразки прямокутного перерізу. Один кінець зразка 1 (рис. 7.23) закріплюють у гнізді 2 вала машини, другий через підшипник 3- навантажують зосередженою силою  $F$ .

Під час експерименту зразок обертається і сприймає знаковмінний симетричний згин. Кожен зразок випробовують при заданому найбільшому напруженні циклу  $\sigma_{\max}$  і фіксують кількість циклів  $N$  до руйнування. Якщо зразок при достатньо великій заданій базовій кількості циклів не зруйнувався, то його більше не випробовують. За результатами випробовувань будують графіки — криві втоми або криві Веллера—в координатах  $\sigma - \lg N$  (рис. 7.24). Крива втоми відображає залежність між максимальними напруженнями циклу й довготривалістю (числом циклів до руйнування зразка).

Основний тип кривої втоми - графік з чітко вираженою горизонтальною ділянкою. Графіки такого типу притаманні чорним металам і титанові. Криві втоми з асимптотичним наближенням до осі абсцис властиві кольоровим металам.



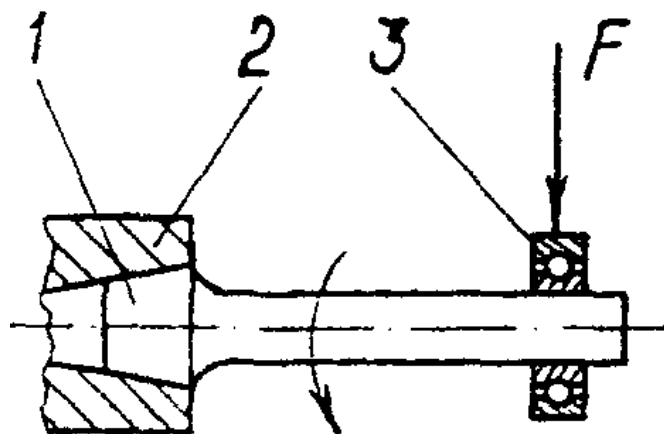


Рис. 7.23. Схема випробування на втоми [4]:  
1 - зразок; 2 - гніздо вала машини; 3 - підшипник; F – сила

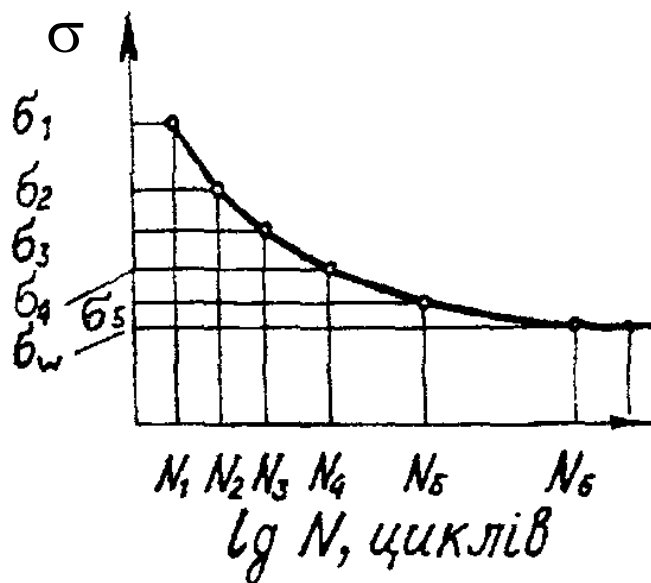


Рис. 7.24. Крива втоми [4] в координатах  $\sigma$ -  $\lg N$ :  
 $\sigma$  - максимальне напруження циклу;  $N$  – кількість циклів напружень;  
 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \sigma_4, \sigma_5$  - максимальні напруження і  $N_1, N_2, N_3, N_4, N_5$  -  
відповідні їм кількості циклів, при яких були зруйновані зразки;  
 $\sigma_w$  - границя витривалості;  $N_6$  - базова кількість циклів

**Границею витривалості** (границею втоми)  $\sigma_w$  є таке найбільше напруження циклу, при якому матеріал не руйнується після як завгодно великої або заданої кількості циклів навантаження. Якщо коефіцієнт

асиметрії циклу  $R_\sigma = -1$ , то границя витривалості позначається  $\sigma_{-1}$ . Практично границю витривалості визначають на базі нормованої кількості циклів навантаження. Для сталі база випробовування  $N = 10^7$  циклів, у той час як для сплавів кольорових металів  $N = 10^8$  циклів.

До *фізичних властивостей* належать густина, плавкість, теплове розширення, тепло- і електропровідність, магнітність тощо.

*Хімічні властивості* характеризують здатність металів чинити опір окисленню, розчинятися в хімічно активних середовищах (кислотах, лугах) і вступати у взаємодію з іншими елементами.

*Технологічні властивості* характеризують можливість проводити ті чи інші технологічні операції з певним металом або застосовувати метал в тих чи інших умовах. До технологічних властивостей належать: прогартовуваність, рідкотекучість, ковкість, зварюваність, оброблюваність різанням.

## ЛЕКЦІЯ № 8. Теорія сплавів. Методи побудови діаграми стану сплавів Діаграма залізо - вуглець

### **Основні поняття: сплав, система, компонент, фаза**

**Сплав** - це речовина, яку одержують поєднанням (сплавленням, спіканням, електролізом) двох або більше елементів. Однак, зазвичай, сплави одержують шляхом розплавлення двох або більше елементів (металів або неметалів) з наступною їхньою кристалізацією (твердненням).

**Система** - це сукупність металів або металевих сплавів, обраних для спостереження впливу на них певних факторів (температури, тиску, концентрації). Систему називають рівноважною, якщо перетворення в ній при нагріванні та охолодженні відбуваються зворотно, а рівноважні умови досягаються за незначних ступенів перегрівання чи переохолодження.

**Компонент** - незалежна складова частина системи (сплаву). Компонентами можуть бути чисті метали (елементи) або стійкі хімічні сполуки. У металознавстві під компонентами зазвичай розуміють елементи (метали і неметали), які утворюють сплав. Отже, чисті метали - це однокомпонентні системи, сплави з двох елементів - двокомпонентні системи і т. д. Кількість компонентів позначають літерою К.

**Фаза** - це хімічно однорідна частина системи, відокремлена від інших частин (фаз) поверхнею розділу. У сплавах фазами можуть бути чисті метали, рідкі або тверді розчини, хімічні сполуки. Фази відрізняються одна від одної за:

- агрегатним станом;
- хімічним складом;
- типом кристалічної ґратки.

Кількість співіснуючих у сплаві фаз позначають літерою Ф.

Структура і властивості сплавів значною мірою відрізняються від структури і властивостей елементів, що їх утворюють. Сплав, отриманий переважно з металів, який має металеві властивості, називають **металевим сплавом**. Порівняно з чистими металами сплави мають більш цінний комплекс механічних, фізичних і технологічних властивостей. Залежно від кількості елементів (компонентів), що входять до складу розплаву, розрізняють дво-, три- або багатоконпонентні сплави (системи). У розплаві всі компоненти сплаву знаходяться в атомарному стані, утворюючи рідкий однорідний розчин із статистично однаковим хімічним складом.

**Особливості кристалізації сплавів.** Під час кристалізації атоми компонентів розташовуються у певному порядку, утворюючи

кристалічну речовину — сплав. При цьому існує три типи взаємодії компонентів сплаву:

- утворення *механічної суміші* компонентів;
- утворення *хімічних сполук*;
- утворення *твердих розчинів*.

У разі формування *механічної суміші* компонентів сплаву атоми кожного з компонентів утворюють власні кристалічні ґратки, тобто кожний елемент кристалізується самостійно. Механічну суміш, яку утворюють два компоненти, що нездатні взаєморозчинюватись або утворювати хімічну сполуку при кристалізації з рідкого стану, називають евтектикою. Структура сплавів такого типу (Sn - Zn, Sb - Pb) неоднорідна (гетерогенна). Властивості таких сплавів будуть усередненими, виходячи з рівня властивостей компонентів та їхнього кількісного вмісту у сплаві.

**Утворення хімічної сполуки** при кристалізації зумовлено здатністю різнорідних атомів (які значною мірою відрізняються за будовою і властивостями) об'єднуватись у певній пропорції, утворюючи новий тип кристалічної ґратки, що відрізняється від ґраток компонентів сплаву. При цьому утворюється речовина з новими властивостями, для якої характерно: чітке співвідношення кількості атомів елементів, що її утворюють  $A_nB_m$  (наприклад,  $Fe_3C$ ,  $Fe_2O_3$ ); наявність власного типу кристалічної ґратки; певна (постійна) температура плавлення; суттєва відмінність у властивостях порівняно з вихідними елементами; стрибкоподібна зміна властивостей при зміні хімічного складу (сингулярність).

Якщо ж при переході сплаву з рідкого стану в твердий зберігається однорідність і розчинність елементів, що його утворюють, такий сплав називають **твердим розчином**. При утворенні твердого розчину один з елементів зберігає власну кристалічну ґратку (розчинник), а інший у вигляді окремих атомів розподіляються у його кристалічній ґратці. Залежно від характеру їх розміщення в ґратці розчинника розрізняють тверді розчини заміщення й тверді розчини втілення (рис. 8.1). Утворення відповідного виду твердого розчину пов'язане з типом кристалічної ґратки та співвідношенням атомних радіусів компонентів.

При утворенні *твердих розчинів заміщення* атоми компонента, що розчиняється, заміщують частину атомів розчинника у вузлах його кристалічної ґратки. Коли компоненти заміщують один одного у кристалічних ґратках у будь-яких кількісних співвідношеннях, то утворюється безперервна низка твердих розчинів. Таку необмежену розчинність (здатність утворювати тверді розчини при будь-яких

пропорціях компонентів) мають лише метали з кристалічною ґраткою одного типу за умови, що параметри їхніх ґраток відрізняються не більше як на 8-15 %. Проте допустима різниця в параметрах для різних пар металів різна. Так, необмежені тверді розчини у сплавах на основі заліза можуть утворюватись за умови, що атомні діаметри елементів, які розчинюються, відрізняються від заліза не більше як на 8 %. Якщо різниця атомних діаметрів більше 8 %, на основі заліза утворюються лише обмежені тверді розчини.

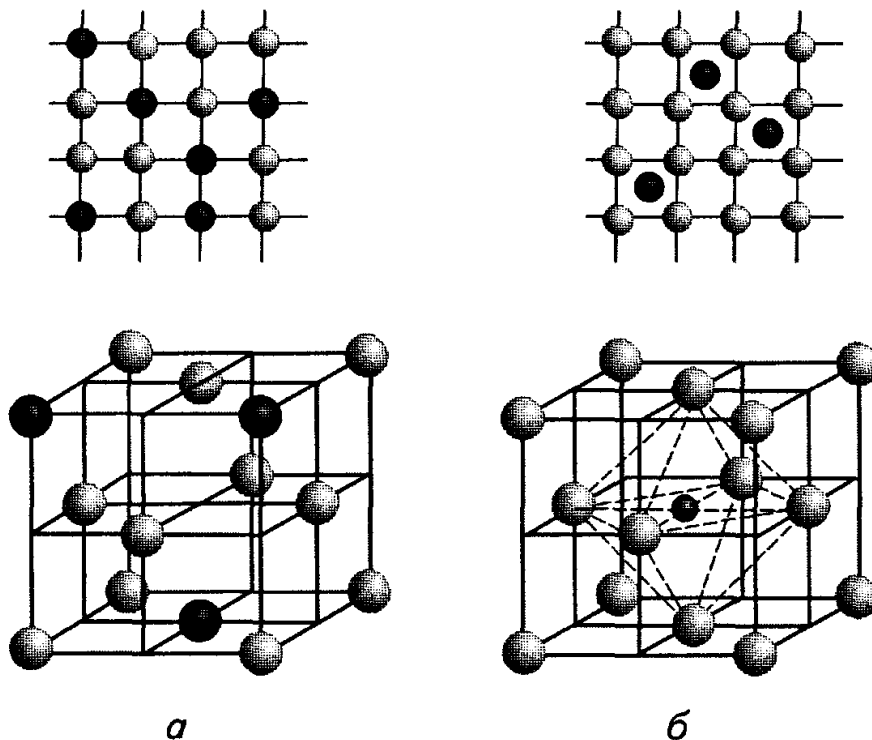


Рис. 8.1.Схема розташування атомів у твердих розчинах заміщення (а) та втілення (б) [1]

Взаємодію елементів у сплавах і характер структури зумовлює фізична природа елементів, тобто тип кристалічної ґратки, розташування елементів у періодичній системі Д. Менделєєва тощо. Дійсно, метали, розташовані поблизу один від одного у таблиці Д. Менделєєва, мають необмежену розчинність: Cu і Ni; Fe і Ni; Fe і Cr; Fe і Co; Co і Ni, або розташовані в одній групі: As і Sb; Au і Ag; Au і Cu; Bi і Sb.

Елементи з кристалічними ґратками різного типу, якщо їх атоми близькі за розмірами, можуть розчинюватись один в одному обмежено. Чим більша різниця в розмірах атомів компонентів, тим менше вони розчинюються у твердому стані.

Обмежена розчинність компонентів характерна також при утворенні ними *твердих розчинів втілення*, тобто таких, коли атоми розчинених компонентів розташовуються (втілюються) у міжвузольних об'ємах метала-розчинника. При цьому атоми розміщуються не в будь-якому міжвузлі, а лише в тих, де для них достатньо вільного об'єму. Ці порожнини малі за розміром, у них можуть розміститись елементи, атоми яких мають відповідні невеликі розміри (водень, азот, вуглець, бор). Вміст їх у твердому розчині втілення не перевищує 1-2 %. Тобто такі сплави є твердими розчинами з обмеженою розчинністю компонентів.

Утворення твердих розчинів (заміщення, втілення) супроводжується зміною параметрів кристалічної ґратки метала-розчинника залежно від співвідношення розмірів атомів компонентів і відповідним зміцненням сплаву. Зміцнення пропорційне відносній зміні параметра ґратки, причому зменшення параметра призводить до більш суттєвого зміцнення, ніж його збільшення.

Властивості сплавів, що утворюють тверді розчини, відрізняються від властивостей елементів-компонентів. Проте сплави зберігають основні властивості металів, а саме: здатність до пластичної деформації, електропровідність тощо. Відзначимо також, що на відміну від механічної суміші твердий розчин є однорідним (однофазним), складається з одного виду кристалів, має одну (певну) кристалічну ґратку; на відміну від хімічної сполуки твердий розчин існує не за строго визначеного співвідношення компонентів, а в інтервалі концентрацій.

У металознавстві чисті компоненти позначають латинськими літерами А, В, С, а тверді розчини - грецькими літерами  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  тощо.

### ***Діаграма стану сплаву (визначення, практичне значення)***

Важливо знати стан і структуру сплавів залежно від зміни температури і концентрації компонентів, що їх утворюють. Такий зв'язок наочно відображають *діаграми стану сплавів*, які будують на основі результатів експериментів з використанням методів термічного, магнітного, металографічного та інших аналізів. Найчастіше для цього використовують метод термічного аналізу, який базується на тому, що будь-які зміни в стані металу або сплаву (фазові та структурні перетворення) супроводжуються певними тепловими ефектами. Так, під час плавлення твердих кристалічних тіл тепло *поглинається*, а при кристалізації воно *виділяється*.

Температури, при яких відбуваються зміни стану (перетворення) сплаву, називають *критичними*:  $T_{пл}$  - температура плавлення;  $T_{кр}$  -

температура кристалізації тощо. Для побудови діаграм стану необхідно знати критичні температури сплаву. Визначають їх на основі аналізу швидкостей охолодження (нагрівання), графічно зображених у координатах "температура - час" (рис. 8.2).

При охолодженні аморфного тіла його температура буде поступово і безперервно знижуватись. Це означає, що перехід з рідкого стану в твердий для аморфного тіла є поступовим, і конкретна температура плавлення не фіксується (рис. 8.2, крива а).

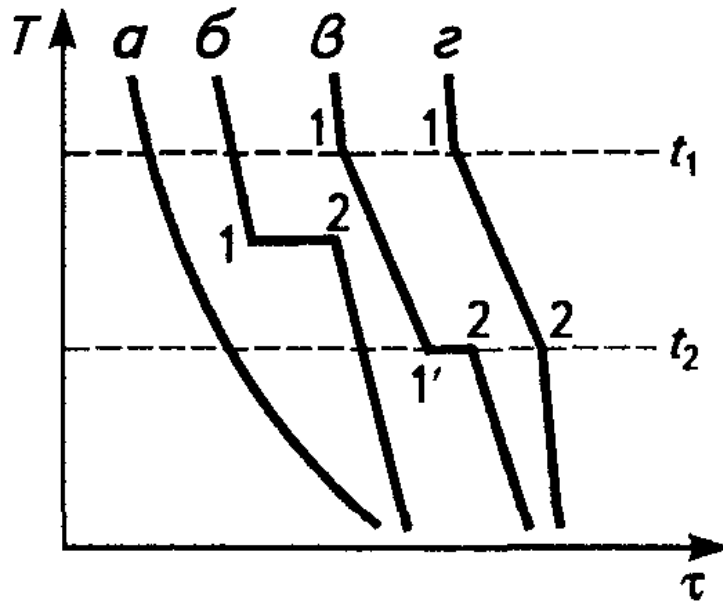


Рис. 8.2. Графіки охолодження при твердінні аморфного тіла (а), чистого металу (б), сплаву з евтектикою (в), сплаву з утворенням твердого розчину (г) [3]:  $t_1$  і  $t_2$  - температури початку і кінця кристалізації сплавів

Кристалічні речовини (метали, сплави) мають певну фіксовану температуру плавлення (при нагріванні) та кристалізації (при охолодженні). Кристалізація чистих металів (рис. 8.2) відбувається за постійної температури, а сплавів - в інтервалі температур. Початок і кінець цього інтервалу температур визначають точки перегину на графіку охолодження, які характеризують зміну швидкості охолодження розплаву (початок і кінець перетворення) і відповідають критичним температурам (точкам) металу або сплаву. Виділення внутрішньої теплоти кристалізації призводить до зменшення швидкості охолодження сплаву (утворення твердого розчину) або тимчасової зупинки спаду температури (утворення механічної суміші, хімічної сполуки).

**Методи побудови діаграм стану сплавів.** Побудова діаграм стану сплавів базується на експериментальному одержанні серії кривих (графіків) охолодження розплавів з різним (заданим) співвідношенням компонентів системи та визначення за ними критичних температур фазових перетворень. Температури початку кристалізації сплаву називають *точками ліквідус* (від лат. liquidus - рідкий), а закінчення кристалізації - *солідус* (від лат. solidus - твердий). Обладнання для термічного аналізу складається з нагрівальної та контролюючої температури апаратури. Для побудови діаграми стану на осі абсцис відкладають концентрацію (вміст) компонентів досліджуваних сплавів (рис. 8.3).

Крайня точка ліворуч по осі концентрації відповідає 100 % компонента А і 0 % В (початок осі абсцис), а крайня точка праворуч відповідає 100 % компонента В і 0% компонента А. Значення температури відкладають по осі ординат. У цих координатах будують графіки охолодження чистих компонентів та сплавів на їх основі. З'єднуючи всі точки початку кристалізації на кривих охолодження в одну лінію, а всі точки кінця кристалізації в іншу, одержують основні лінії (відповідно ліквідус і солідус) діаграми стану сплавів системи А - В. Вище лінії ліквідус сплави перебувають у рідкому стані, нижче лінії солідус - у твердому, а у межах між ними водночас існують рідка і тверда фази.

Сплави з різним вмістом компонентів А і В мають різний фазовий склад, структуру, а отже, і властивості. Діаграми стану дають уявлення про формування структури і фазового складу будь-якого сплаву даної системи залежно від: концентрації компонентів, температури, заданої швидкості охолодження; дозволяють простежити зміни (за визначених умов) певних фізичних і механічних властивостей.

**Правило фаз. Закон Гіббса.** Кількість ступенів свободи визначає кількість незалежних перемінних (температура, концентрація, тиск), які, не порушуючи рівноваги системи, можна змінювати у певних межах. Рівноважним називають такий стан сплаву, що не змінюється у часі. При рівновазі зберігається й кількість співіснуючих фаз. Якщо за таких умов можна змінювати лише температуру (одна змінна), то кількість ступенів свободи дорівнює одиниці; якщо температура і склад фази будуть постійними, кількість ступенів свободи дорівнюватиме нулю. Кількість ступенів свободи позначають літерою С.



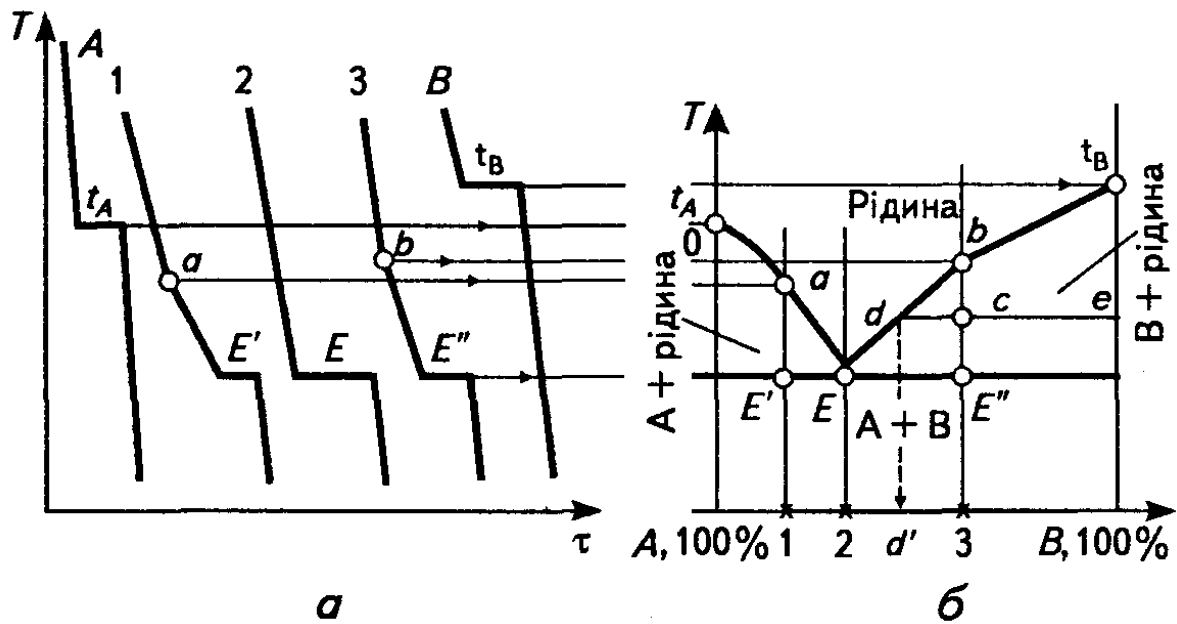


Рис. 8.3. Схема побудови діаграми стану двокомпонентної системи (А - В) з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому стані і нерозчинних у твердому [3]:

- а - криві охолодження, одержані методом термічного аналізу;
- б - діаграма фазової рівноваги компонентів А і В

Закономірності всіх змін системи, залежно від внутрішніх і зовнішніх умов, підпорядковані **правилу фаз Гіббса**. Цей математичний вираз умов рівноваги системи визначає залежність між кількістю фаз, компонентів і кількістю ступенів свободи системи:

$$C = K + B - \Phi, \quad (8.1)$$

де  $C$  - кількість ступенів свободи;  $K$  - кількість компонентів;  $B$  - зовнішні змінні фактори (температура, тиск);  $\Phi$  - кількість фаз.

Якщо прийняти тиск постійним, то для металевих систем  $B = 1$ , тобто із зовнішніх змінних факторів слід враховувати лише температуру:

$$C = K + 1 - \Phi. \quad (8.2)$$

Розглянемо можливі умови рівноваги для однокомпонентних систем. У такій системі, наприклад у чистому металі, коли є лише одна фаза (розплав або твердий метал),  $K = 1$  і  $\Phi = 1$ . Тоді

$$C = 1 + 1 - 1 = 1, \quad (8.3)$$

тобто система має один ступінь свободи. Це означає, що метал можна охолоджувати або нагрівати, зберігаючи його однофазним (рідким або твердим) лише за певного інтервалу температур.

У момент плавлення або кристалізації в однокомпонентній системі існують вже дві фази - наприклад рідкий і твердий метал. Тоді  $K = 1$ ,  $\Phi = 2$ , тобто  $C = 1 + 1 - 2 = 0$ . (8.4)

У цьому випадку система не має жодного ступеня свободи, і рівновага можлива тільки при постійній температурі. Дійсно, тверднення чистих металів відбувається за постійної температури і на кривій охолодження (нагрівання) їй відповідає горизонтальна ділянка.

У двокомпонентних системах сплав кристалізується за інших умов, оскільки  $K = 2$ ,  $\Phi = 2$ , тобто

$$C = 2 + 1 - 2 = 1. \quad (8.5)$$

Система має одну змінну - один ступінь свободи, і рівновага між рідкою та твердою фазами при кристалізації зберігається в *інтервалі температур*. Для цього на кривій охолодження з'являються точки (температури) початку та кінця кристалізації сплаву. Наявність інтервалу кристалізації є важливою особливістю, що характерна для кристалізації сплавів.

**Правило відрізків.** Правило відрізків дозволяє визначити склад фаз і кількісне співвідношення між ними при різних температурах у двофазовій області діаграми. В однофазовій області правило відрізків не застосовується.

Перше положення правила відрізків можна сформулювати так. Для знаходження складу рівноважних фаз у будь-якій точці через неї проводять коноду - пряму, паралельну до осі складу, яка перетинається з лініями, що обмежують дану двофазову область; проекція точки перетину з лінією ліквідус на вісь складу покаже концентрацію компонентів у рідкому розчині, а проекція точки перетину з лінією солідус - концентрацію компонентів у твердому розчині.

Друге положення правила відрізків допомагає вчислити масову частку кожної з двох фаз при заданій температурі. Масова частка одної фази у вибраній точці дорівнює відношенню довжини відрізка-коноди.

Простежимо за процесом кристалізації сплаву концентрації  $K_2$  (рис. 8.4, б).

При температурі точки **О** сплав є в однофазовій області рідкого розчину **Р**. В точці **1** починається кристалізація сплаву і в точці **2** вона закінчується. Нижче від точки **2** жодних структурних перетворень у сплаві немає.

Виберемо на лінії концентрації  $K_2$  точку **а**. У названій точці в рівновазі перебувають дві фази - рідкий розчин **Р** і твердий розчин  $\alpha$ . Щоб визначити склад фаз при температурі точки **а**, скористаємось

першим положенням правила відрізків і проведемо через цю точку горизонтальну лінію до перетину з лініями ліквідус в точці **b** і солідус в точці **c**. Спроектувавши на вісь складу ці точки, отримаємо точки **b<sub>1</sub>** і **c<sub>1</sub>**, які показують склад рідкого й твердого розчинів відповідно. Аналогічно при температурі початку кристалізації склад рідкого розчину визначається точкою **1<sub>1</sub>**, а при температурі кінця кристалізації - точкою **d<sub>1</sub>**. Відповідно склад твердого розчину при температурі початку кристалізації показує точка **f<sub>1</sub>** і при температурі кінця кристалізації - точка **2<sub>1</sub>**.

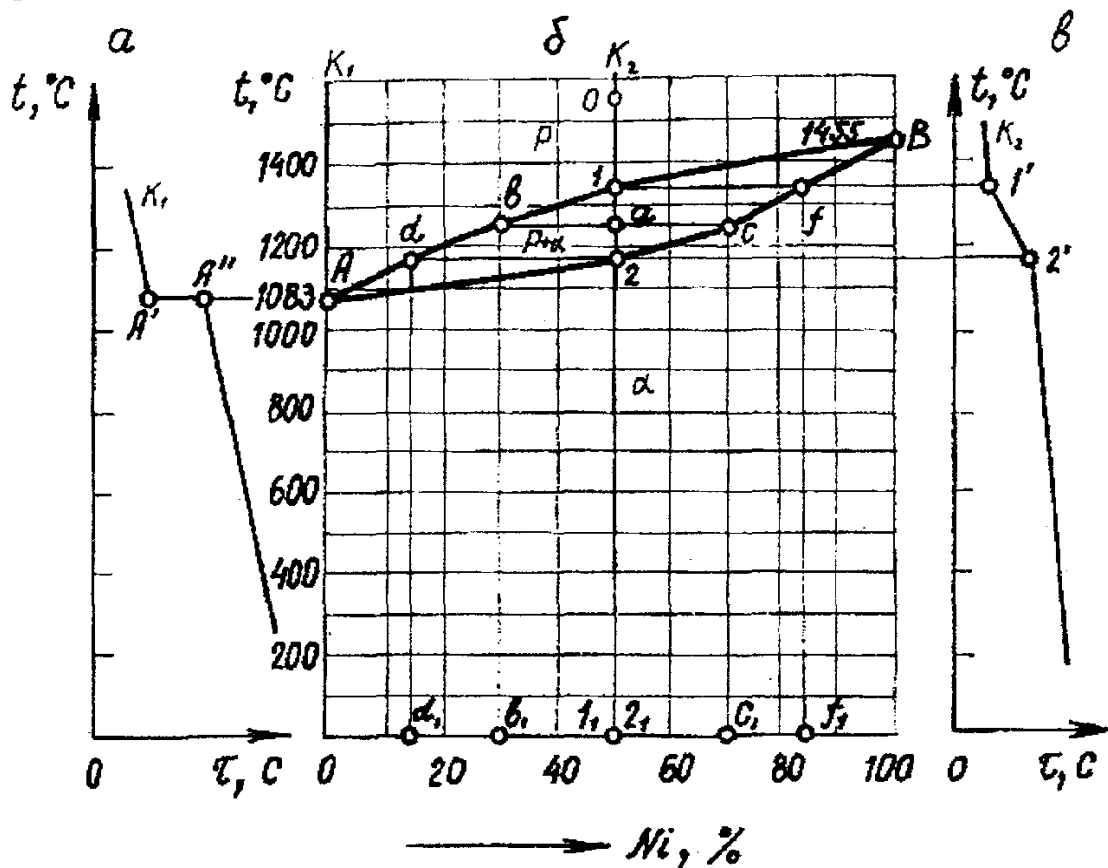


Рис. 8.4. Діаграма стану сплавів системи Cu - Ni (б) і криві охолодження міді (а) та сплаву складу  $K_2$  (в) [5]:  
 $t$  - температура;  $\tau$  - час.

Таким чином, склад рідкого розчину в процесі кристалізації змінюється по лінії ліквідус на відрізку **1d**, а склад твердого розчину - по лінії солідус на відрізку **f2**. Якщо кристалізація відбувається у рівноважних умовах, то вирівнюється хімічний склад твердого розчину завдяки дифузії, в результаті чого при температурі точки **2** весь твердий розчин матиме склад цієї точки.

Масова частка  $Q$  рідкого розчину  $P$  для точки **a** відповідно до другого положення правила відрізків становить:

$$Q_p = a \cdot 100\% / b \cdot c, \quad (8.6)$$

і масова частка  $Q_T$  твердого розчину  $\alpha$  -

$$Q_T = b \cdot a \cdot 100\% / b \cdot c. \quad (8.7)$$

Крива охолодження сплаву концентрації  $K_2$  (рис. 8.4, в) складається із трьох ділянок: верхньої, що лежить над точкою  $1'$ , середньої - між точками  $1'$  і  $2'$  та нижньої - під точкою  $2'$ . У межах верхньої та нижньої ділянок маємо одну фазу - рідкий розчин Р та твердий розчин  $\alpha$  відповідно, а в межах середньої ділянки - одночасно обидві названі фази ( $\Phi=2$ ). Кут нахилу середньої ділянки до осі абсцис менший, ніж відповідні кути нахилу верхньої та нижньої ділянок, що пов'язано з ефектом виділення прихованого тепла кристалізації. Середня ділянка починається в точці  $1'$  закінчується у точці  $2'$ . Кристалізація сплаву в деякому інтервалі температур характерна для моноваріантної рівноваги, коли кількість ступенів вільності дорівнює одиниці ( $C = K+1-\Phi = 2+1-2 = 1$ ).

Крива охолодження міді (рис. 4, а) складається також із трьох ділянок: верхньої, середньої та нижньої. У межах середньої ділянки між точками  $A'$  і  $A''$  ( $t=1083^\circ\text{C}$ ) маємо одночасно дві фази — кристали міді й рідину. Таке співіснування двох фаз ( $\Phi=2$ ) в однокомпонентній ( $K=1$ ) речовині можливе тільки при сталій температурі, коли кількість ступенів свободи дорівнює нулю, що підтверджується правилом фаз ( $C = K+1-\Phi=1+1-2=0$ ).

### **Основні типи діаграм стану сплавів**

Діаграми стану сплавів графічно показують залежність стану сплавів даної системи від концентрації (хімічного складу) та температури. Вони дозволяють визначити не лише температури кристалізації та плавлення, а й які саме перетворення можуть відбуватись у сплавах за різних температур, тобто характеризують стан сплаву.

Розглянемо діаграми стану в загальному вигляді для пар компонентів, які умовно позначимо А і В. Залежно від взаємодії металів А і В у твердому стані вони утворюють діаграми стану різних типів.

**Діаграма стану сплавів I роду** - це діаграма стану сплавів, компоненти яких необмежено розчинні в рідкому стані та практично нерозчинні у твердому (з евтектикою чистих компонентів) (рис.8.5 ). До таких сплавів належать, наприклад, сплави систем Pb – Sb; Sn - Zn. У твердому стані вони утворюють механічну суміш кристалів компонентів. Така суміш, якщо вона закристалізувалась з рідини за температури нижчої від температур плавлення компонентів сплаву, називається **евтектикою**, або евтектичною сумішшю (eutektos - з грецької означає легкоплавкий). Сплави хімічного складу, при якому

кристалізується лише евтектика (точка **Е** діаграми), називають *евтектичними*. Сплави, що за складом розташовані на діаграмі ліворуч від евтектичного, називають *доевтектичними*, а праворуч — *заевтектичними*.

Якщо два компоненти у твердому стані нерозчинні один в одному (утворюють механічну суміш), добавка одного компонента до іншого знижує температуру початку тверднення (лінія ліквідус на діаграмі). Температура ж закінчення твердіння (лінія солідус) не залежить від складу сплаву даної системи і однакова для всіх сплавів, утворених даною парою компонентів. При температурах точок **a** і **b** у розплаві утворюються кристали **А** (у сплаві **1**) і **В** (у сплаві **3**). Нижче точок **a** і **b** рідина пересичена відповідно компонентами **А** і **В**. При цьому їх вміст у рідині знижується. Так, при охолодженні сплаву **1** в інтервалі **aE'** у розплаві зменшується кількість **А** по лінії **aE** і при температурі точки **E'** вона досягає складу точки **Е** діаграми.

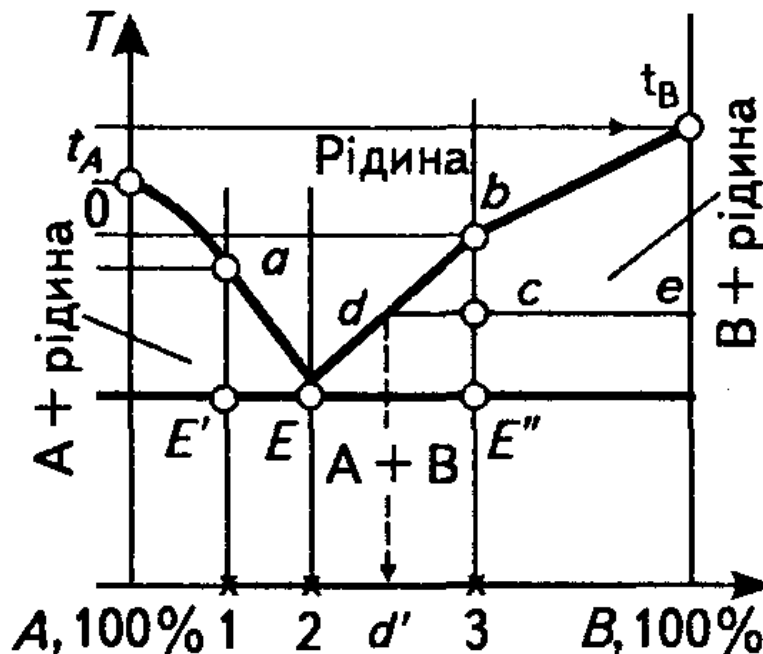


Рис. 8.5. Діаграма стану сплавів, компоненти яких необмежено розчинні в рідкому стані та практично не розчинні у твердому [3]

Таким же чином і розплав сплаву **3**, збіднюючись при охолодженні компонентом **В**, досягає за складом тієї самої точки **Е** при охолодженні його до температури точки **E''**. В обох випадках розплави сплавів **1** і **3** при охолодженні до температур **E'** і **E''** стають насиченими компонентами **А** і **В**. Вони виділяються з рідини водночас при остаточній кристалізації, утворюючи суміш **А + В** (евтектику). Евтектичне перетворення відбуватиметься для кожного із сплавів

даної системи: у доевтектичному (сплав **1**) при температурі точки **E'**, а у заевтектичному (сплав **3**) - при температурі точки **E''**. Для сплаву евтектичного складу (сплав **2**) первинні кристали **A** чи **B** з рідкої фази не виділяються і при температурі **E** кристалізуються одразу у вигляді суміші **A+B**, тобто твердий сплав на 100% складатиметься з евтектики.

Структура доевтектичного сплаву **1** складається, за правилом відрізків, з первинних кристалів компонента **A** і евтектики **A + B** у співвідношенні за об'ємом 46% : 54 %. Структура евтектичного сплаву **2** на 100 % складається з евтектичної суміші **A + B**. Сплав **3** (заевтектичний) має структуру, що складається з кристалів компонента **B** і евтектики **A + B** при їх об'ємному співвідношенні 44 : 56 %.

Склад і кількість кожної фази у будь-якій двофазовій області діаграми стану дозволяє визначити правило відрізків. Для визначення вмісту компонентів у фазах сплаву, на діаграмі стану проводять горизонтальну лінію (коноду) до перетину з лініями, що обмежують цю область. Проекції точок перетину коноди з лініями діаграми на вісь концентрації показують склад фаз. Так, для сплаву **3** (див. рис. 8.5) при температурі точки **c** рідина за своїм складом відповідає точці **d'** на осі абсцис.

Для визначення кількісного співвідношення фаз визначають довжину відрізків коноди від заданої точки діаграми до точок, що відповідають складу фаз. Довжини цих відрізків обернено пропорційні кількостям фаз.

Наприклад (див. рис. 8.5), у сплаві **3** при температурі точки **c** кількість рідини пропорційна відрізку **ce** і становить 71 %, а кількість первинних **B**-кристалів пропорційна відрізку **dc** і дорівнює 29 %.

На відміну від чистих компонентів, які кристалізуються при постійній температурі, початок кристалізації сплавів, наприклад 95%Pb + 5%Sb і 95%Pb + 5%Sb, визначається перегином кривих охолодження (рис. 8.6).

*Діаграма стану сплавів II роду* - це діаграма стану сплавів, які утворюють у твердому стані кристалічні тверді розчини з необмеженою взаємною розчинністю компонентів. У процесі охолодження таких сплавів з розплаву випадають кристали твердого розчину з різним співвідношенням компонентів. Верхня крива *m* (рис. 8.7) - ліквідус, нижня *n* - солідус.

Зміна кривих охолодження сплавів різного складу та структури в залежності від стану сплавів показані на рис. 8.8. Прикладом таких сплавів може слугувати система сплавів Cu - Ni.

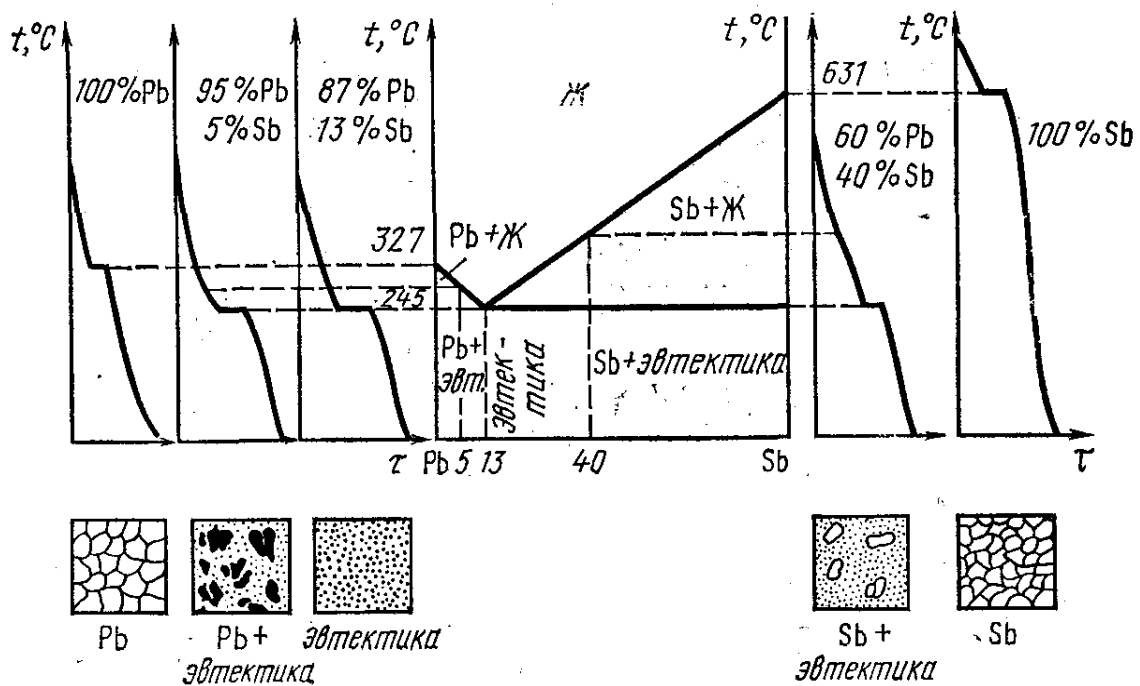


Рис. 8.6. Діаграма стану сплавів Pb-Sb [2]

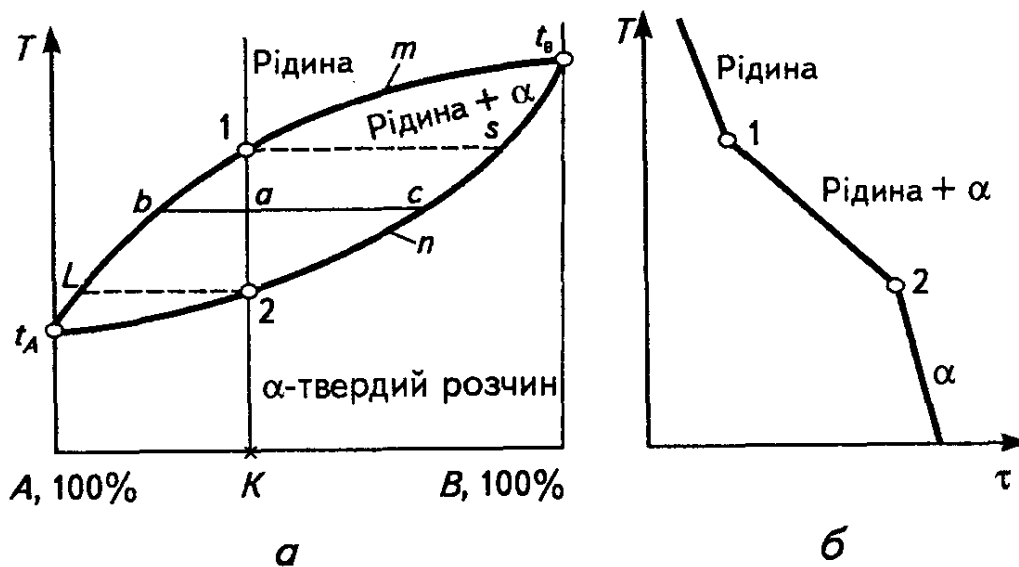


Рис. 8.7. Діаграма стану (а) та крива охолодження (б) сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому і твердому станах [3]

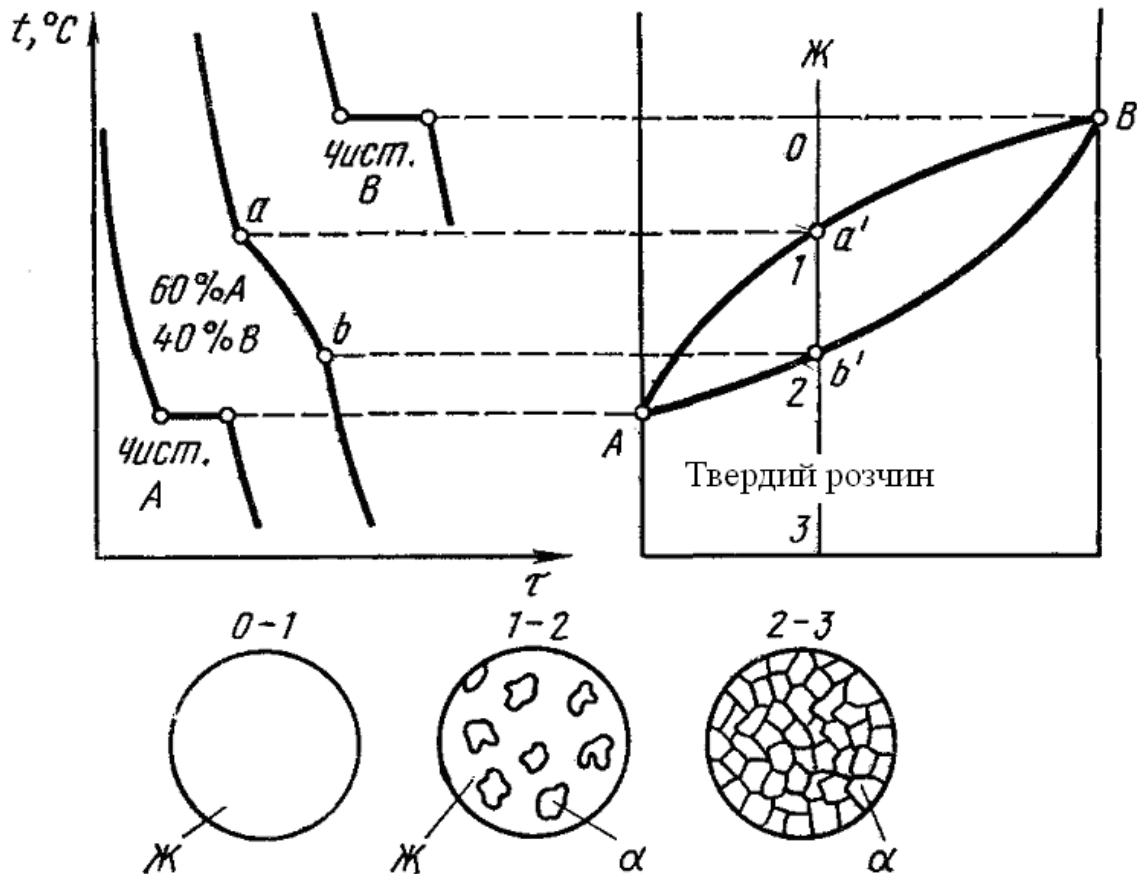


Рис. 8.8. Зміна кривих охолодження сплавів різного складу та структури залежно від стану сплавів [2]

**Діаграма стану сплавів III роду** це діаграма сплавів, компоненти яких утворюють тверді розчини з обмеженою розчинністю (з евтектикою твердих розчинів). Така діаграма характерна, наприклад, для системи сплавів Cu - Ag (рис. 8.9). Крива AEB - ліквідус, крива ADECB - солідус. Кристали твердого розчину втілення атомів компонента B у кристалічній ґратці компонента A ( $\alpha$ -твердий розчин) випадають при температурах відповідно лінії AD. При температурах і концентраціях компонентів, що відповідають лінії CB, кристалізуються тверді розчини втілення атомів компонента A у кристалічній ґратці компонента B ( $\beta$ -твердий розчин). Сплав, склад якого відповідає точці E на діаграмі, кристалізується з утворенням евтектики ( $\alpha + \beta$ ). Сплави між точками D і C після кристалізації з розплаву складаються з кристалів  $\alpha$ -твердого розчину і евтектики ( $\alpha + \beta$ ), а між точками C і E - з кристалів  $\beta$ -твердого розчину і евтектики ( $\alpha + \beta$ ). Сплави з вмістом компонента B, меншим ніж у точці D, закінчують кристалізацію по лінії AD і складаються з кристалів  $\alpha$ . При зниженні температури (лінії DF) ці кристали стають



пересиченими щодо компонента В, тому з твердого  $\alpha$ -розчину утворюються кристали  $\beta_{вт}$ -твердого розчину. Таку кристалізацію з твердого розчину називають *вторинною*, а з рідкого розчину - *первинною*. У сплавах з вмістом компонента В, більшим ніж у точці Е, при температурах нижчих лінії ЕС, з кристалів твердого  $\beta$ -розчину утворюються кристали  $\alpha_{вт}$ .

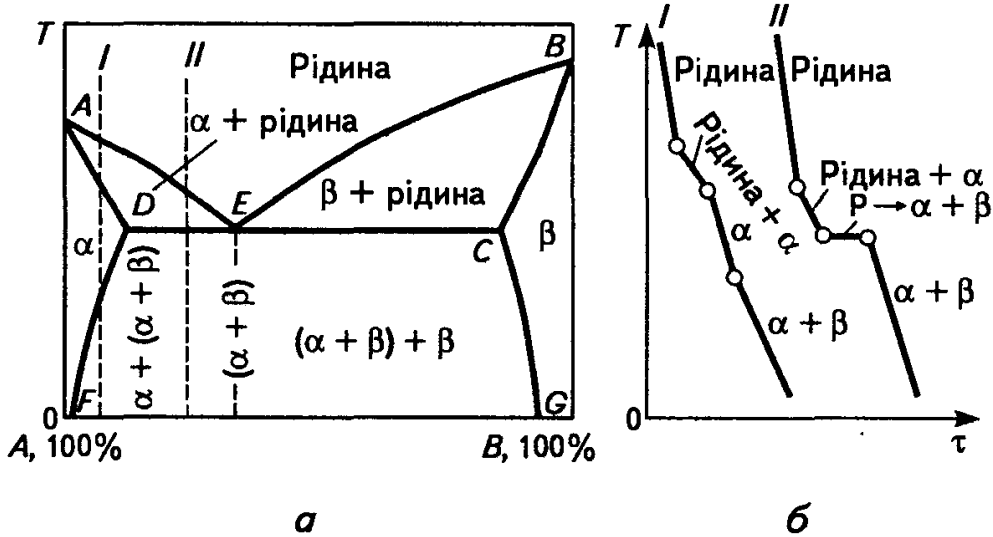


Рис. 8.9. Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані (а) та криві охолодження (б) [3]

**Діаграма стану сплавів IV роду** - це діаграма стану сплавів з утворенням хімічної сполуки. Такий тип діаграми (рис. 8.10) характерний, наприклад, для сплавів системи Mg-Ca. Хімічну сполуку  $A_nB_m$  ( $Mg_4Ca_3$ ) можна розглядати як третій компонент, що поділяє діаграму стану системи А - В (Mg-Ca) на дві діаграми першого типу: системи А -  $A_nB_m$  (Mg -  $Mg_4Ca_3$ ) та  $A_nB_m$  - В ( $Mg_4Ca_3$  - Ca).

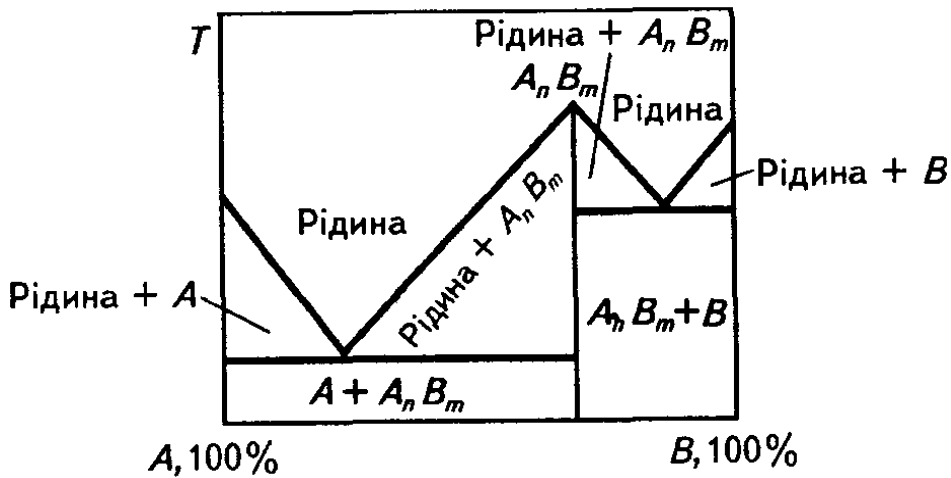


Рис. 8. 10. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічну сполуку [3]

**Зв'язок між типом діаграми стану сплаву і властивостями сплавів за М.С. Курнаковим**

Визначення зв'язку властивостей сплавів з типом діаграми стану є важливою передумовою для створення нових сплавів і прогнозування їх властивостей. Такий зв'язок вперше досліджено М. С. Курнаковим. Так, на рис. 8.11 показані зміни властивостей залежно від типу діаграми стану двокомпонентних систем.

Властивості сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому стані, що утворюють механічні суміші у твердому, змінюються за прямолінійним законом (рис. 8,11, а). Тому створити сплав у цій системі, механічні і електричні властивості якого б перевищували властивості вихідних компонентів, неможливо.

У разі утворення компонентами необмежених твердих розчинів властивості сплавів змінюються нерівномірно за криволінійним законом (рис. 8.11, б), і можуть значно відрізнятись від властивостей вихідних компонентів.

У сплавах з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані властивості змінюються відповідно до належності сплаву до певної частини діаграми стану (рис. 8.11, в).

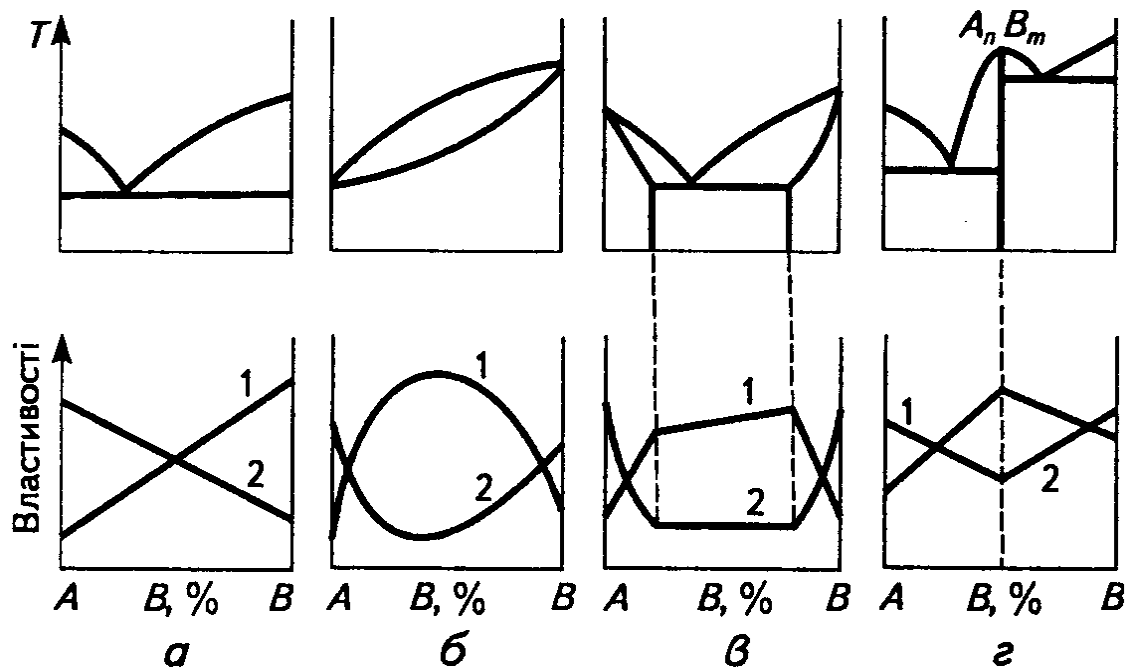


Рис. 8.11. Діаграми стану та властивостей сплавів (за М. С. Курнаковим) [3]:

- 1 - твердість; 2 – електропровідність;
- а – даграма I роду; б - даграма II роду;
- в - даграма III роду; г - даграма IV роду;

Утворення в системі хімічних сполук (рис. 8.11, г) супроводжується стрибкоподібною зміною властивостей сплавів. Точка перелому на діаграмі стану відповідає утворенню хімічної сполуки.

Отже, показано, що між станом сплавів та їх властивостями існує певний зв'язок. Проте описані залежності зміни властивостей від типу діаграми стану — це лише наближена схема, що не завжди підтверджується експериментом. У ній не враховується форма та розмір кристалів, їх взаєморозташування, температура та інші фактори, що значною мірою впливають на властивості сплавів будь-якої системи.

### ***Залізо та його взаємодія з вуглецем***

Залежно від вмісту вуглецю залізовуглецеві сплави поділяють на сталі (до 2.14 % С) і чавуни (більше 2.14 %). Діаграма стану системи Fe - C графічно зображує фазовий стан залізовуглецевих сплавів залежно від вмісту вуглецю та температури за умови дуже повільного їх охолодження або нагрівання. Основою для побудови такої діаграми (рис. 8.12) є дослідження Д. К. Чернова, пов'язані з відкриттям критичних температур (точок), що залежать від вмісту вуглецю у сплаві, а також уявлень щодо закономірності зміни при певних температурах структурного стану і властивостей залізовуглецевих сплавів. Діаграму стану системи Fe - C використовують у теорії та практиці термічної обробки сталей і чавунів.

### ***Діаграма стану залізо-вуглець, фазовий склад, структурні складові залізовуглецевих сплавів та їх властивості***

Діаграма Fe - C (рис. 8.12) показана лише для інтервалу концентрації вуглецю від 0 до 6,67 %, тобто до утворення хімічної сполуки Fe<sub>3</sub>C (цементит). Лише ця частина діаграми має практичне значення, оскільки сплави з більш високим вмістом вуглецю дуже крихкі. По осі абсцис на діаграмі показано концентрацію вуглецю в масових частках (мас. %), а по осі ординат - температуру в градусах Цельсія (Т, °С). Якщо розглядати Fe<sub>3</sub>C як компонент, то для переводу концентрації вуглецю в концентрацію цементиту вміст вуглецю слід помножити на 15.

При охолодженні залізовуглецевих сплавів вуглець може не тільки хімічно взаємодіяти із залізом, утворюючи Fe<sub>3</sub>C, але й виділятися у вільному стані у вигляді графіту. Тому розрізняють дві діаграми стану: залізо - цементит (Fe - Fe<sub>3</sub>C) і залізо - графіт (Fe - C).



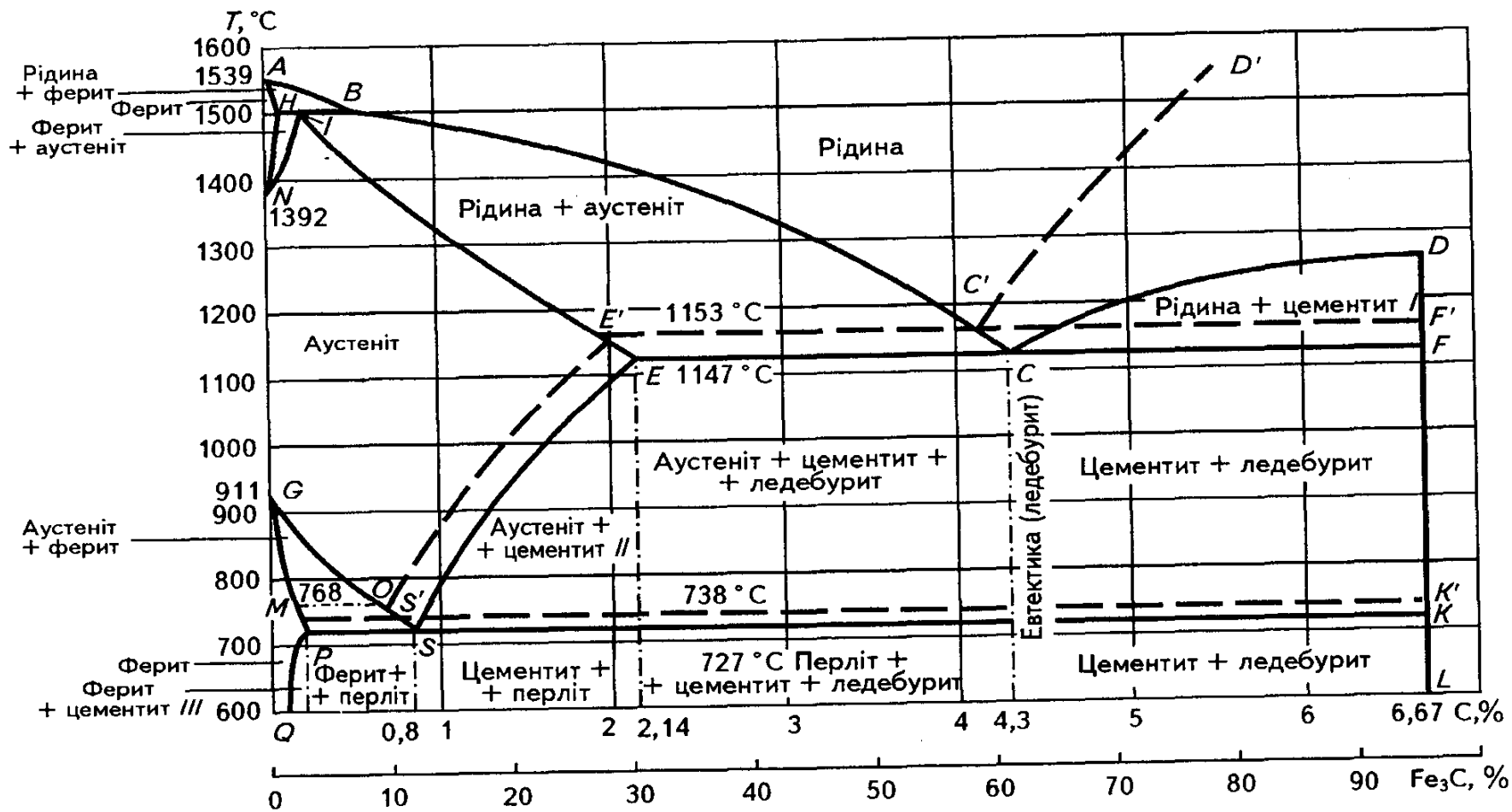


Рис. 8.12. Діаграма фазової рівноваги залізовуглецевих сплавів [1]:  
суцільні лінії - цементитна (метастабільна) система; штрихові лінії - графітна (стабільна) система

На діаграмі перша зображена суцільними лініями, друга - штриховими. Оскільки цементит за певних умов розпадається з утворенням вільного вуглецю (графіту), то діаграму в системі Fe - Fe<sub>3</sub>C називають нестабільною (метастабільною), а у системі Fe - C - стабільною. Всі лінії стабільної системи Fe - C розташовані на діаграмі вище ліній метастабільної Fe - Fe<sub>3</sub>C. Основними фазами залізовуглецевих сплавів є рідкі та тверді розчини вуглецю у залізі, цементит та графіт (див. рис. 8.12). У розплаві заліза при температурі 1147 °C розчиняється до 4,3 % вуглецю. У твердих розчинах заліза (ферит, аустеніт) розчинність вуглецю значно менша.

Твердий розчин вуглецю на основі об'ємноцентрованої кубічної ґратки (ОЦК) заліза називають **феритом** (Ф). Високотемпературний  $\delta$  - ферит містить максимальну кількість вуглецю - 0,1 %. У низькотемпературному  $\alpha$  - фериті максимальна розчинність вуглецю становить 0,025 % при 727 °C, а при зниженні температури зменшується практично до нуля. Ферит м'який (80-100 НВ), пластичний, нижче 768 °C магнітний.

Твердий розчин втілення вуглецю на основі гранецентрованої кубічної ґратки (ГЦК)  $\gamma$  - заліза називають **аустенітом** (А). Розчинність вуглецю в  $\gamma$ -залізі при зростанні температури підвищується і досягає максимуму (2,14 % C) при 1147 °C. Аустеніт пластичний, немагнітний, твердість його 170 НВ.

Хімічна сполука, яка утворюється в залізовуглецевих сплавах, карбід заліза Fe<sub>3</sub>C, має назву **цементит** (Ц). Це найбільш тверда (780 НВ) і крихка фаза в системі залізо - вуглець, нижче 217 °C магнітна. Цементит містить 6,68 % C, має складну орторомбічну кристалічну ґратку з дванадцятьма атомами заліза і чотирма вуглецю, температура плавлення становить близько 1600 °C. У сплавах з вмістом вуглецю більше 4,3 % може випадати одразу при охолодженні розплав *первинний цементит*. *Вторинний* виділяється з аустеніту вздовж лінії ES діаграми, *третинний* - з фериту вздовж лінії PQ.

Евтектоїдна (механічна) суміш фериту та цементиту, яка утворюється при 727 °C і вмісті вуглецю 0,8 %, має назву **перліт** (П). Залежно від будови перліту змінюються і його властивості. Так, пластинчастий перліт більш твердий, крихкий та міцніший за зернистий (160-230 НВ;  $\sigma_b = 600 - 800$  МПа;  $\delta = 15 - 20\%$ ).

Евтектичну суміш аустеніту і цементиту (вище 727 °C) або перліту і цементиту (нижче 727 °C) називають **ледебуритом** (Л). Він утворюється при вмісті вуглецю 4,3 % за температури 1147 °C, твердий (800 НВ) і крихкий. Це - структурна складова білих чавунів. Евтектичне та евтектоїдне перетворення у стабільної системи Fe - C

відбуваються за більш високих температур (відповідно 1153 і 738 °С). Точки **С**, **Е**, **С** зміщуються ліворуч ( $C' = 4,26 \%$ ;  $E' = 2,11 \%$ ;  $S' = 0,70 \%$ ).

Лінія  $E'$ ,  $C'$ ,  $F'$  відповідає температурі утворення графітної евтектики (аустеніт + графіт), лінія  $P'$ ,  $S'$ ,  $K'$  - утворенню евтектоїда (ферит + графіт), по лінії  $E'$ ,  $S'$  виділяється вторинний графіт.

У вуглецевих сплавах заліза графіт є стабільною фазою, а цементит - лише відносно стабільною.

Лінії діаграми стану системи  $Fe - Fe_3C$  (див. рис. 8.12) показують, за яких температур у залізобуглецевих сплавах відбуваються перетворення. Лінія  $ABCD$ , що об'єднує точки початку кристалізації розплавів з різним вмістом вуглецю, називається *лінією ліквідусу*. Лінія  $ANIECF$ , що відповідає точкам закінчення кристалізації, називається *лінією солідусу*.  $GOS$  - лінія верхньої границі області рівноваги  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз. При охолодженні по цій лінії починається виділення  $\alpha$ -фази (при нагріванні -  $\gamma$ -фази).  $SE$  - лінія початку перетворення аустеніту з утворенням цементиту при охолодженні (критичні точки  $A_{cm}$ ), при нагріванні сплаву критичні точки  $A_{cm}$ .  $PQ$  - лінія початку виділення цементиту (третинного) при охолодженні або розчинення третинного цементиту при нагріванні.

Однофазні області  $\delta$ -фериту,  $\alpha$ -фериту та аустеніту обмежені відповідно лініями  $AHN$ ,  $GPQ$  і  $NIEG$ . Деякі лінії діаграми відображають такі температурні і концентраційні умови, за яких у рівновазі перебувають три фази. Так, лінія  $HIV$  при перитектичній температурі 1499 °С характеризується наявністю трьох фаз:  $\delta$ -фериту, аустеніту і рідини (розплаву). Сплави по лінії  $ECF$ , що відповідає евтектичній температурі 1147 °С, складаються з рідини, аустеніту і цементиту. Сплави на лінії  $PSK$ , яка відповідає евтектоїдній температурі 727 °С, складаються з аустеніту, фериту і цементиту. При температурах 768 °С (лінія  $MO$  для сталі) і 210 °С (для чавуну) спостерігається магнітне перетворення відповідно фериту і цементиту.

**Характерні точки** на діаграмі відповідають певним температурам і концентраціям вуглецю (мас. %).

Точка **А** відповідає температурі плавлення (або кристалізації) чистого заліза (1539 °С). Точка **В** вказує на вміст вуглецю (0,5 %) у рідкій фазі при перитектичній температурі (1499 °С). Точка **Н** відповідає граничній кількості вуглецю (0,1 %) у  $\delta$ -фазі при перитектичній температурі. Точка **І** вказує на вміст вуглецю (0,16 %) в аустеніті, який перебуває в рівновазі з  $\delta$ -фазою і рідиною при перитектичній температурі. Точка **С** вказує на вміст вуглецю (4,3 %) у рідкій фазі в стані рівноваги з аустенітом при евтектичній температурі (1147 °С). Точка **Е** відповідає 2,14 %  $C$  в аустеніті, що перебуває в рівновазі з

цементитом при евтектичній температурі. Точка **S** відповідає 0,8 % С в аустеніті, який перебуває в рівновазі з перлітом (ферит + цементит) при евтектоїдній температурі (727 °С). Точка **P** відповідає 0,02 % С - граничній кількості вуглецю, розчиненого у фериті, що перебуває у рівновазі з аустенітом і цементитом при евтектоїдній температурі.

Структурні складові залізовуглецевих сплавів показані на рис. 8.13.

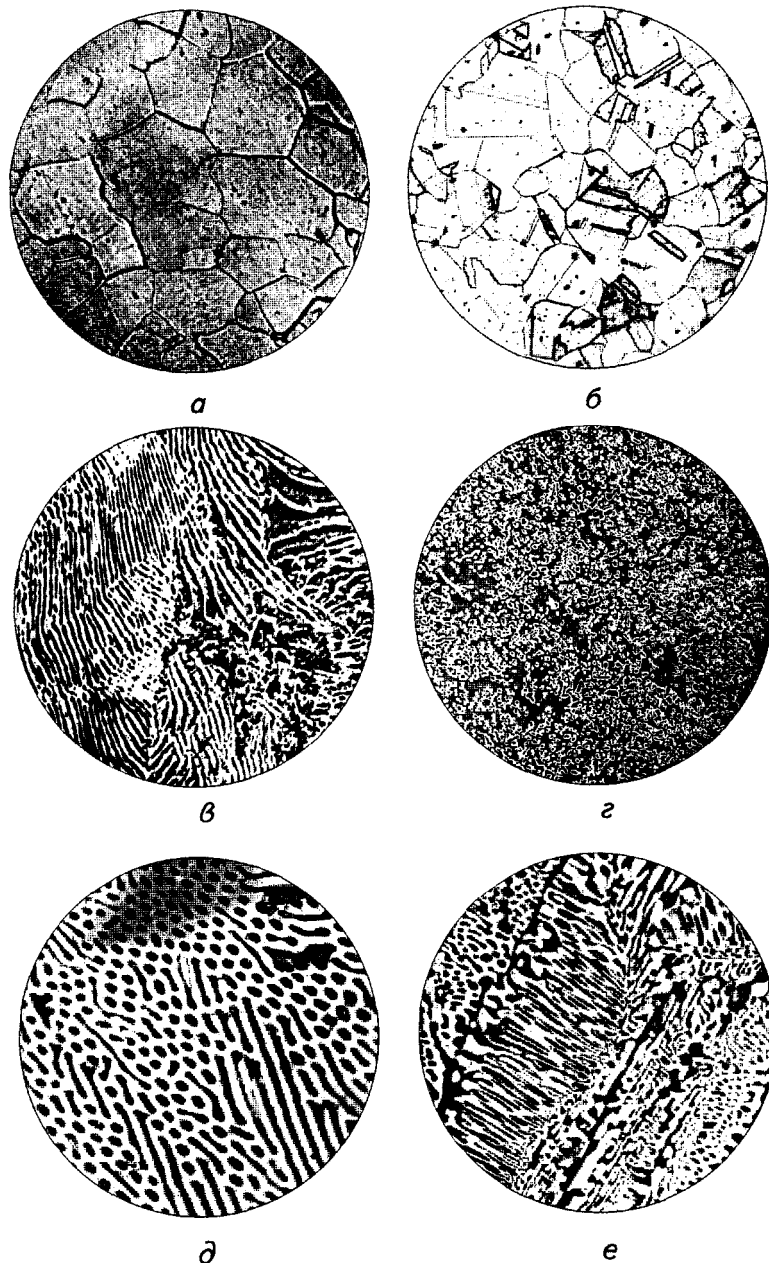


Рис. 8.13. Мікроструктури залізовуглецевих сплавів [1]:  
 а - ферит, х200; б- аустеніт, х 100; в- перліт пластинчастий, х200;  
 г - перліт зернистий, х200; д, е - ледебурит, х350



У промислових чавунах основною структурною складовою є графіт. Це одна з поліморфних модифікацій (різновидів) структурно вільного вуглецю з гексагональною кристалічною ґраткою. Твердість і міцність графіту низькі. У сірих чавунах він має вигляд пластин різної форми і розмірів, у ковкому - форму пластівців, у високоміцному - кулясту форму (рис. 8.14).

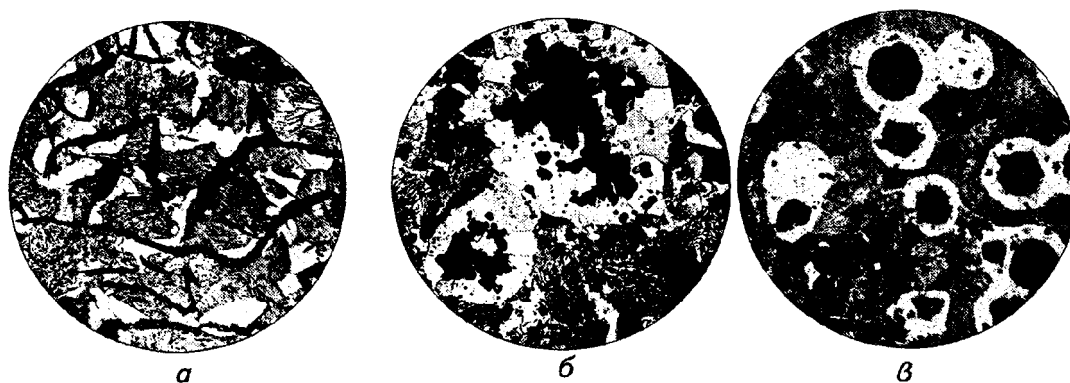


Рис. 8.14. Морфологічні форми графіту в сірому (а), ковкому (б) і високоміцному чавунах (в) [1], x200

## ЛЕКЦІЯ № 9. Фізичні методи дослідження структури металів і сплавів

Для вивчення структури та фазового складу металів і сплавів використовують різні методи, основними з яких є металографічні – макро- та мікроструктурний аналізи, електронна мікроскопія, рентгеноструктурний та рентгеноспектральний аналізи, а також методи магнітного і ділатометричного аналізу, внутрішнього тертя і термоелектрорушійних сил.

### 1. Макро- та мікроструктурний аналізи

Макроструктурний аналіз застосовують для вивчення будови металів і сплавів неозброєним оком або через лупу при збільшенні до 30 разів. За допомогою цього методу виявляють дендритну будову, усадкову пухкість, шлакові включення, газові пухирі та інші порожнини, тріщини, ліквіацію елементів (зокрема сірки і фосфору), структурну неоднорідність, волокнисту будову поковок і штамповок, якість зварного шва.

Макроструктуру вивчають на зламі зразка або на спеціально вирізаному зразку (темплеті), а також безпосередньо на поверхні деталей після їх шліфування і травлення спеціальними реактивами. Для вивчення макроструктури металу або сплаву застосовують реактиви для поверхневого і глибокого травлення, які відрізняються між собою, в основному, концентрацією і температурою травлення.

*Глибоке травлення* проводять при температурі 60-70°C більш концентрованими розчинами кислот і лугів протягом десятка хвилин. Його застосовують для виявлення дефектів, що порушують суцільність металу (тріщини, пори, раковини), використовуючи водний розчин соляної кислоти (50 см<sup>3</sup> HCl, 50 см<sup>3</sup> H<sub>2</sub>O); t = 60 - 80 °C, час травлення - 5 - 45 хв. Для виявлення дендритної структури литої сталі, використовують 15 %-ний водний розчин персульфату амонію, t = 80-90°C; тривалість травлення 5-10 хв.

При *поверхневому травленні* для виявлення ліквіації сірки використовують 5%-ний водний розчин сірчаної кислоти (метод Баумана); для виявлення ліквіації фосфору-реактив, що містить 85 г хлористої міді, 53г хлористого амонію та 1000 см<sup>3</sup> води (метод Гейна).

Мікроструктурний аналіз застосовують для дослідження структури металів за допомогою мікроскопів (оптичних світлових та електронних) з метою визначення мікроструктури і фазового складу сталей і сплавів, дослідження ступеня однорідності сплавів за розподілом різних фаз, їх розмірів та форм: визначення кількісного співвідношення структурних складових, виду термічної обробки та складу сплаву за кількісним співвідношенням фаз.

Виявлення структури металів і сплавів ґрунтується на нерівномірному розчиненні в реактиві різних структурних складових. Неоднорідні структурні складові сплавів характеризуються більшою протравлюваністю, ніж однорідні. Для травлення сплавів застосовують різні за складом реактиви: 3-4%-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті для травлення залізобуглецевих сплавів; 10%-ний водний розчин персульфату амонію для травлення сплавів на основі міді тощо.

## **2. Оптична та електронна мікроскопія**

Залежно від необхідного збільшення і умов розділення структурних складових у мікроскопах застосовують в основному біле світло (оптична мікроскопія) та електронне проміння (електронна мікроскопія).

Оптична мікроскопія дозволяє досліджувати структуру сплавів при збільшенні до 1500 разів. У нашій країні для вивчення структури сплавів в умовах лабораторій металографії найчастіше застосування отримали вертикальний МІМ-7 і горизонтальний МІМ-8 мікроскопи. Разом з вітчизняними мікроскопами широко застосовують мікроскопи фірми "Karl Zeiss" (Jena, Німеччина) та "Неофот-21", які забезпечені високоякісними об'єктивами і обладнанням для вимірювання мікротвердості.

Вимірювання мікроскопічних об'єктів (неметалевий включень, величини зерен, глибини зміцненого шару тощо) проводять за допомогою окуляр-мікрометра і об'єктив-мікрометра та порівнюють з відомими шкалами та таблицями (табл. 9.1; 9.2). Окуляр-мікрометр є звичайним окуляром, в який між лінзами вставлена кругла тонка скляна пластина зі шкалою з поділками через 0,1 мм. Об'єктив-мікрометр має скляну пластинку, на якій нанесена шкала з поділками через 0,01 мм (10 мкм).

Оксиди, сульфіді і силікати розглядаються на нетравленому шліфі, а карбіді - після травлення (збільшення у 100 разів). Розміри зерна аустеніту на практиці визначають за стандартними методиками: цементациєю, окисленням, феритною або цементитною сіткою, протравлюванням границь зерен спеціальними травниками і співставленням отриманих структур зі стандартними шкалами бальності (рис. 9.1).

*Кількісна металографія* включає комплекс методів кількісної оцінки мікроскопічної будови металів і сплавів. Параметри будови визначаються за результатами вимірювань і підрахунків на звичайному мікрошліфі розміру зерен, середніх діаметра і площі, об'єму окремих мікрочастинок, сумарної поверхні мікрочастинок,

щільності дефектів кристалічної будови тощо.

Для визначення розміру зерна порівнюють розмір зерна при збільшенні 100 із стандартною шкалою (шкала балів) або підраховують число зерен, що припадає на одиницю площі поверхні шліфа, або обчислюють середній умовний діаметр зерен, або їх число в 1 мм<sup>3</sup> металу. Для первинних обрахунків застосовують ручні лічильники, суматори, інтегратори, інші пристрої. Принципова схема автоматичного аналізу зображення наведена на рис. 9.2.

### 1. Шкала неметалевих включень сталі

Бал	Оксиди		Сульфіди та оксиди		Карбіди
	дрібні	крупні	дрібні	крупні	
1					
2					
3					
4					
5					

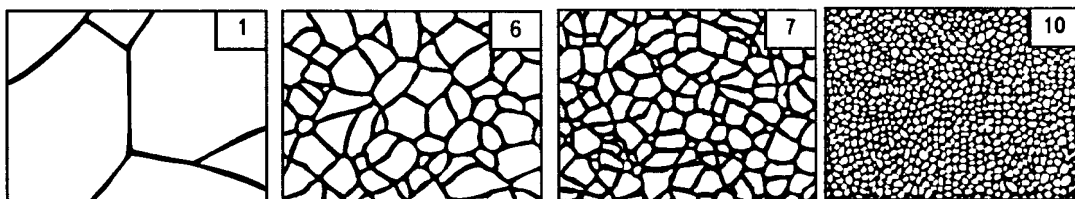


Рис. 9.1. Шкала для визначення розміру зерна (цифра - бал зерна) (ГОСТ 5639-75).

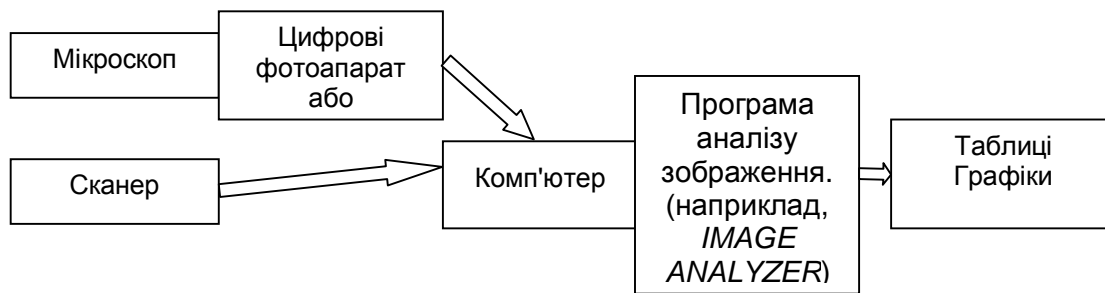


Рис. 9.2. Принципова схема автоматичного аналізу зображення

## 9.2. Бал зерна та середні характеристики структури зерна (ГОСТ 5639-75)

Бал зерна	Площа зерна, мм <sup>2</sup>	Кількість зерен на площі в 1 мм <sup>2</sup> , шт.	Кількість зерен в об'ємі в 1 мм <sup>3</sup> , шт.	Діаметр зерна, мм
-3	1,024	1	1	1,000
-2	0,512	2	2,7	0,694
-1	0,256	4	8	0,500
0	0,128	8	21	0,352
1	0,064	16	34	0,250
2	0,032	32	179	0,177
3	0,016	64	512	0,125
4	0,008	128	1446	0,088
5	0,004	256	4096	0,060
6	0,002	512	11417	0,041
7	0,001	1024	32768	0,031
8	0,0005	2048	92160	0,022
9	0,00025	4096	262122	0,015
10	0,000125	8192	737280	0,012
11	0,000062	16384	2097152	0,0079
12	0,000031	32768	5930808	0,0056
13	0,000016	65536	16777216	0,0039
14	0,000008	131072	47448064	0,0027

Останні моделі мікроскопів Відеоплан («Leitz», Німеччина), МОП («Kontron», Австрія) значно прискорюють вимірювання, класифікацію і навіть обробку результатів. Комп'ютерна програма "IMAGE ANALYZER VERSION - 1" (автор О. Стась) до аналізу мікроструктури дозволяє аналізувати наступні параметри індивідуальних об'єктів: середня яскравість (I); периметр (P); площа (S); мінімальний діаметр (максимальний діаметр кола, яке можна вписати в об'єкт) (d); максимальний діаметр (мінімальний діаметр

кола, яким можна описати об'єкт) ( $D$ ); форм-фактор (Form – factor =  $(4\pi S)/P^2$ ); коефіцієнт форми (Shape – factor =  $D/d$ ); коефіцієнт викривлення границь (відношення периметра ( $P$ ) до периметра еліпса, осі якого дорівнюють мінімальному ( $d$ ) і максимальному ( $D$ ) діаметрам).

Визначаються також такі середні значення аналізованого зображення: середня яскравість, кількість об'єктів (шт.), об'ємний вміст об'єктів (% об.), діаметр (мкм), периметр (мкм), площа (мкм<sup>2</sup>), відстань між об'єктами (мкм). Результати аналізу представляють у вигляді таблиць і графіків.

*Електронна мікроскопія* - найефективніший метод дослідження структури металів і сплавів. Використання електронного проміння, що характеризується малою довжиною хвилі, дозволяє збільшити роздільну здатність оптичної системи до кількох ангстрем ( $1\text{Å} = 10^{-10}\text{ м}$ ). Збільшення електронного мікроскопа становить 50000 -100 000 разів.

Сучасний електронний мікроскоп складається з джерела електронів - електронної гармати, в якій відбувається не тільки емісія електронів, але і досягається збільшення їх швидкості за рахунок прикладеної напруги. Принципова схема електронного мікроскопа представлена на рис. 9.3.

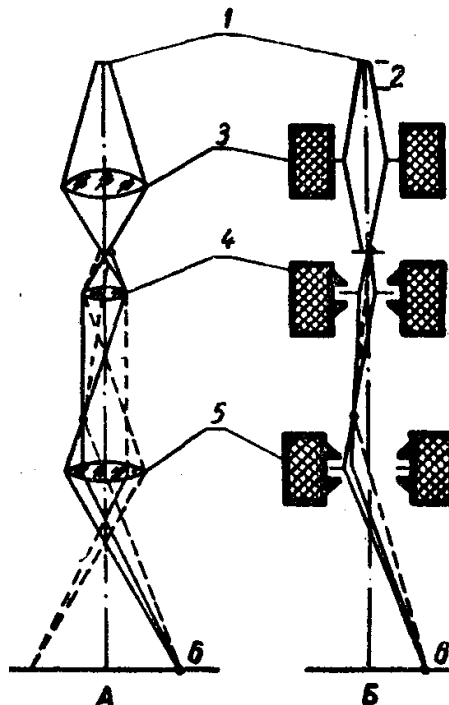


Рис. 9.3. Принципова схема оптичного (А) і електронного (Б) мікроскопа [6]:

1—джерело випромінювання; 2—анод; 3—конденсор; 4—об'єктив;  
5—проекційна лінза; 6—зображення

Електрони вилітають з гармати при нагріванні вольфрамової спіралі, що є катодом. Між спіраллю і анодом, що знаходиться на невеликій відстані від спіралі, створюється потужне електричне поле, необхідне для підвищення швидкості руху електронів. Анодом є пластина з отвором посередині. Електрони проходять через отвір в розташовану нижче конденсорну лінзу. Конденсорна або розташовані далі об'єктивна і проєкційні лінзи мають значне за величиною магнітне або електростатичне поле. Далі потік електронного проміння потрапляє на об'єкт, що підлягає дослідженню. Залежно від методу дослідження об'єкта існує ряд конструкцій мікроскопів:

1. *Просвічуючі мікроскопи*, в яких потік електронів проходить через об'єкт, (*просвічує*); отримане зображення є результатом різного розсіювання електронів об'єктом.

2. *Відбивні мікроскопи*, в яких зображення створюється електронами, відбитими поверхнею об'єкта. Ці мікроскопи мають принципову схему оптичної системи, близьку до металомікроскопа.

3. *Емісійні мікроскопи*, в яких зображення створюється від поверхні, що світиться під дією електронів.

4. *Растрові мікроскопи*, де зображення створюється за рахунок вторинної емісії електронів, випромінюваних поверхнею, на яку падає потік первинних електронів безперервно рухомий по цій поверхні.

*Просвічуючі мікроскопи* найбільш поширені, оскільки ще не вдалося використати електронний мікроскоп для роботи з відбитим електронним промінням. Це пояснюється тим, що при відбитті електронного проміння поверхнею непрозорого об'єкта, наприклад металу, виникають значна хроматична аберация та інші явища, що призводять до різкого зниження роздільної здатності мікроскопа і, отже, до втрати цієї основної переваги електронного мікроскопа. Застосування просвічуючого мікроскопа в біології, медицині і деяких інших галузях не зустрічає значних труднощів, оскільки об'єкти прозорі для електронів. Проте використання просвічуючого мікроскопа в металознавстві вимагає приготування спеціальних об'єктів, оскільки метали практично непрозорі для електронів.

Для дослідження металів готують спеціальний об'єкт або зліпок з металевого шліфа. Він є прозорим для електронів і настільки тонким, що не виявляє своєї власної структури. Дослідження за допомогою електронного мікроскопа проводять таким чином. У спеціальну камеру встановлюють особливим чином приготовлений прозорий об'єкт, потім, перевіривши герметичність системи (всіх елементів мікроскопа), включають вакуумні насоси і при досягненні необхідного розрідження вмикають напругу вольфрамової спіралі

електронної гармати. Після цього вмикають високу напругу, створюючи електричне поле для підвищення швидкості електронів. Потім підмагнічують струм, що живить електромагнітні лінзи і, поступово пересуваючи об'єкт, розглядають його ділянки, вивчають будову та структуру і, якщо необхідно, проводять фотографування. У мікроскопах багатьох конструкцій можна ізолювати камеру об'єкта і фотокамеру від решти частини мікроскопа. Це дає можливість наповнити повітрям тільки одну частину мікроскопа, а потім замінювати об'єкт дослідження і фотопластину.

*Приготування об'єктів дослідження.* Об'єкт дослідження повинен бути прозорим і дуже тонким. Безпосереднє вивчення структури навіть дуже тонкого металевго предмету шляхом просвічування неможливе. Ця проблема вирішується шляхом виготовлення прозорих реплік (або зліпків) з поверхні мікрошліфа, що відображають характер цієї поверхні, а, отже, і структури металу; зліпки пропускають електронне проміння. Репліки треба виготовляти з особливою ретельністю, оскільки навіть невеликі відхилення в їх геометричній будові призведуть до неправильного уявлення про структуру металу.

Перш за все необхідно спеціально підготувати поверхню мікрошліфа. Шліф піддають електролітичному поліруванню і спеціальному травленню, що дає рельєфну поверхню. Для отримання більш чіткого рельєфу на шліф іноді осаджують мідь, хром або інші речовини у вакуумній камері, що посилює контрастність зображення. В цьому випадку шліф встановлюють під невеликим кутом до напрямку руху частинок відповідних речовин, які осідають на його поверхню. Осадження відбувається, головним чином, на виступаючих ділянках шліфа і тому чіткість рельєфу зростає.

З приготованих мікрошліфів виготовляють репліки різними методами. Широко використовують, наприклад, спосіб тонких (товщина до 0,1 мкм) лакових реплік або плівок. Зручним методом відокремлення лакової плівки є нанесення на неї розчину желатину. При висиханні желатинова плівка скорочується і знімає лаковий зліпок. Потім знятий шар занурюють у гарячу воду, де желатин розчиняється, а лакова плівка спливає і її виймають спеціальною сіточкою.

При дослідженні лакових плівок одержують негативне зображення, оскільки поглибленням шліфа відповідають виступи на плівці (рис. 9.4).



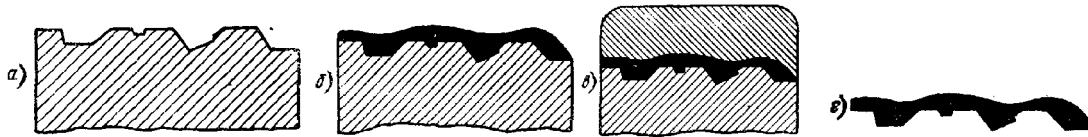


Рис. 9.4. Приготування лакової плівки [6]:

а — протравлений мікрошліф; б — мікрошліф з шаром лака, нанесеним на досліджувану поверхню; в — мікрошліф з шаром желатину, нанесеним на лакову плівку; г — лакова плівка, знята з мікрошліфа

Для визначення хімічного складу фазових складових металу використовують метод аналізу дифракційних зображень, які з'являються при взаємодії електронного променя з краєм поверхні фази, що аналізується. Для цього готується екстракційна репліка (як правило графітова), яка при знятті зі шліфа екстрагує з шліфа необхідну фазу, що аналізується. Потім на край цієї фази в електронному мікроскопі направляється електронний промінь, утворюється дифракційна картина (рис. 9.5), визначається (за формулою Вульфа-Брегга) міжплощинна відстань речовини, яка аналізується. Потім ці дані порівнюють з табличними даними відомих речовин (наприклад, таблиці ASTM (American Society for Testing Materials)), які вмістять дані про більш як 150 000 речовин.

Формула Вульфа-Брегга для визначення міжплощинної відстані:

$$d_{\text{HKL}} = \lambda * L / r, \quad (9.1),$$

де  $d_{\text{HKL}}$  - міжплощинна відстань;  $\lambda$  - довжина хвилі;  $L$  - відстань від джерела електронів до зразка;  $r$  - відстань від рефлексу до сліду первинного пучка.

При порівнянні розрахункових ( $d_1, d_2, d_3, \dots, d_n$ ) і табличних (за таблицями ASTM) даних визначають хімічний склад аналізованої речовини.

### 3. Рентгеноструктурний метод дослідження структури металів і сплавів.

*Рентгеноструктурний аналіз* призначений для визначення тонкої кристалічної структури металів і сплавів (дисперсності блокової будови кристалів, щільності дислокації, дефектів упаковки, макро- та мікронапруги, деформації кристалічних ґраток).

При рентгеноструктурному аналізі звичайно використовують проміння з довжинами хвиль 0,5-2,5 Å. Джерелом рентгенівського проміння для структурного аналізу є електронні трубки. На аноді цих трубок нанесений шар певного металу (Cr, Fe, Co, Cu, Mo). Використовується характеристичне випромінювання К-серії. Дифракційна картина реєструється на рентгенівську фотоплівку або за

допомогою детекторів. Залежно від способу реєстрації розрізняють апарати для фотографічного методу і дифрактометри.

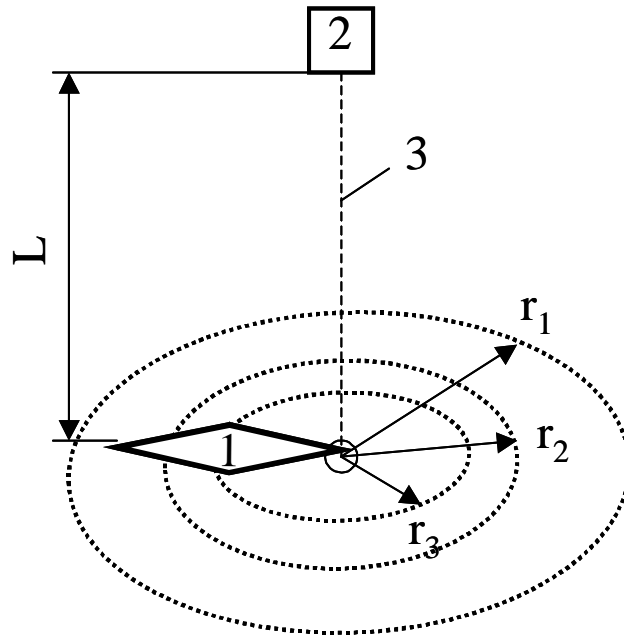


Рис. 9.5. Дифракційний аналіз складу речовини:  
1 - аналізована речовина, 2 - джерело електронів, 3 - електронний промінь

Існують три основні методи рентгеноструктурного аналізу: нерухомого кристалу (метод Лауе); кристалу, що обертається; порошку.

Методом нерухомого монокристала визначають симетрію ґраток і вибирають осі координат, використовуючи проміння з безперервним спектром.

За методом кристалу, що обертається, відбите від кристалу проміння (монохроматичного - характеристичного випромінювання) фіксується на фотоплівці у вигляді плям. Рентгенограми обертання надають інформацію про структуру монокристала і дозволяють визначати розміри елементарних комірок. Кристал можна представити у вигляді системи паралельних площин (на рис. 9.6), які знаходяться на однаковій відстані  $d$  одна від одної.

Передбачається, що число атомних площин досить велике і переломлення в кристалі відсутнє. Нехай на кристал падає паралельний пучок монохроматичного (певної довжини хвилі  $\lambda$ ) рентгенівського проміння під деяким кутом ковзання  $\vartheta$  по

відношенню до атомної площини кристалу (рис. 9.7). Проміння паралельного пучка відбивається атомними площинами під одним і тим же кутом  $\vartheta$ . Інтерференційний максимум спостерігатиметься тільки при виконанні умови (формула Вульфа - Брегга):

$$n\lambda = 2d \cdot \sin \vartheta, \quad (9.2),$$

де  $n$ —порядок відбиття.

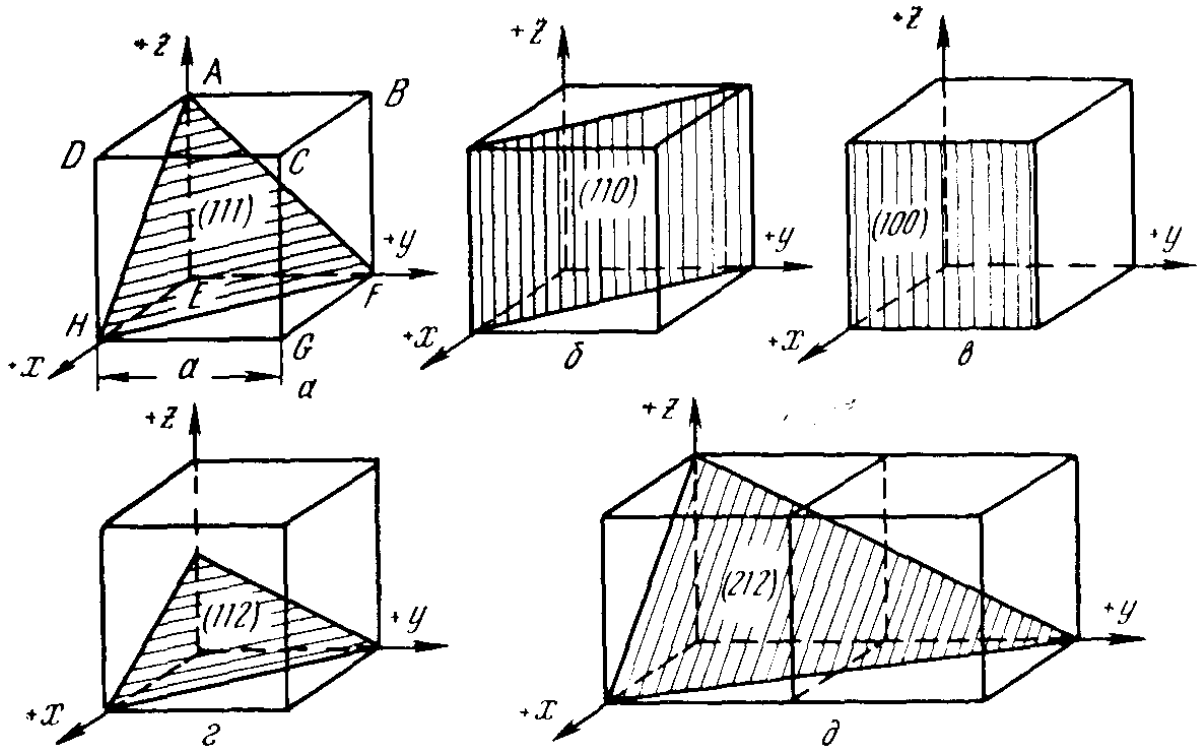


Рис. 9.6. Приклади кристалографічних площин у кубічній ґратці [7]

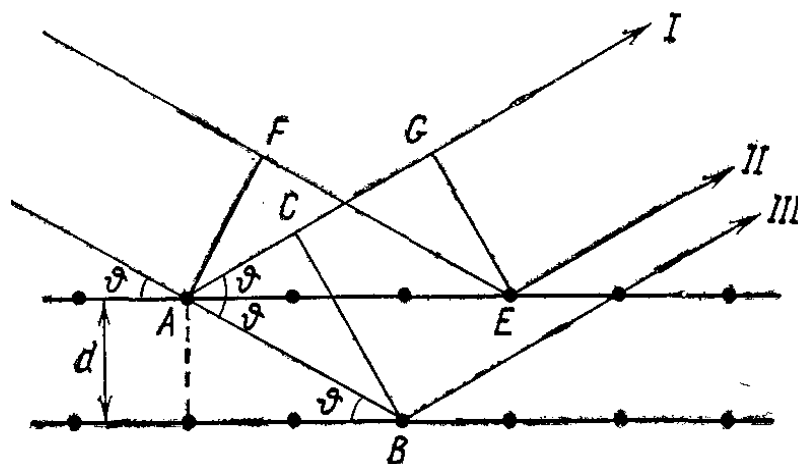


Рис. 9.7. До висновку формули Вульфа - Брегга [8]

З формули Вульфа-Брегга випливає, що, при

експериментальному вимірюванні кута  $\vartheta$  дифракційних максимумів можна визначити: а) довжину хвиль, що відповідають цим максимумам, якщо відома міжплощинна відстань  $d$ ; б) міжплощинні відстані  $d$ , якщо відомі довжини хвиль  $\lambda$ , що відповідають дифракційним максимумам.

Для вимірювання довжин хвиль або міжплощинних відстаней застосовують різні дифрактометри. Найпростішим є дифрактометр з плоским кристалом, що обертається (рис. 9.8).

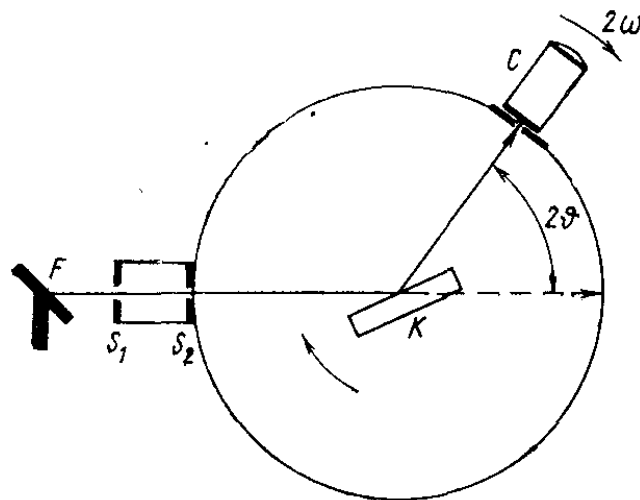


Рис. 9.8. Схема рентгенівського дифрактометра [8]

Пучок проміння з фокусу рентгенівської трубки  $F$  проходить через систему щілин  $S_1$  і  $S_2$  і падає на кристал  $K$ , який обертається навколо осі, що проходить через його поверхню. При обертанні кристала змінюється кут між первинним пучком і поверхнею кристала, тобто змінюється брегтівський кут  $\vartheta$ . При даному куті повороту кристала відбивається промінь з певною довжиною хвилі  $\lambda$ . Спектр реєструється за допомогою детектора  $C$ , який використовує іонізуючу дію рентгенівського проміння (іонізаційна камера або газорозрядний лічильник). Довжину хвилі даної спектральної лінії визначають за формулою Вульфа-Брегга, підставляючи в неї визначені за допомогою спектрометра значення кута  $\vartheta$  і міжплощинну відстань  $d$  для системи площин кристалу.

При дослідженнях важливо визначити форму дифракційних ліній і їх точне положення. Типові дифрактограми наведені на рис. 9.9; 9.10.

При низькотемпературному відпалі холоднодеформованого металу під світловим мікроскопом структурні зміни не виявляються.

Лише на рентгенограмах зразків після відпуску спостерігається звуження інтерференційних ліній (див. рис. 9.10), що пов'язано із зняттям мікродеформацій та напруг II роду.

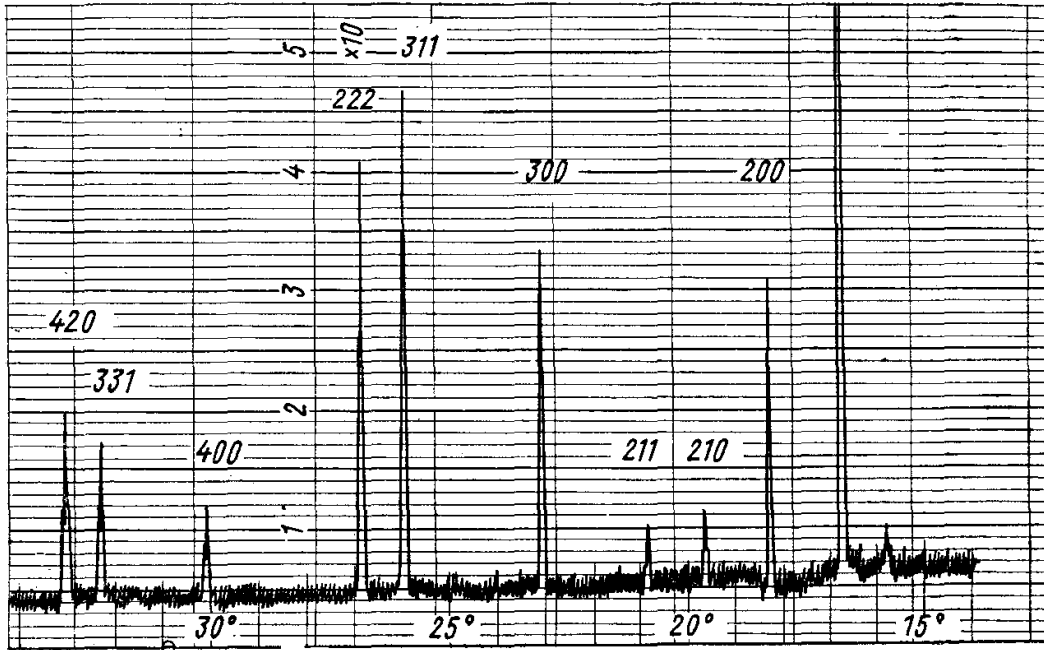


Рис. 9.9. Типова дифрактограма [8]

У деяких випадках крім звуження ліній на рентгенограмах помітне посилення їх інтенсивності і ослаблення фону рентгенограм. Це говорить про те, що разом із зняттям мікродеформацій знімаються також статичні спотворення. Для деяких металів зміна ширини ліній і твердості залежно від температури відпалу збігаються. При відпалі ширина ліній спочатку різко зменшується, потім міняється повільно і через деякий час стає постійною (див. рис 9.10) Кінцева ширина ліній досягається тим швидше, чим вища температура відпалу. Проте ширина ліній, властива недеформованому металу, при поверненні повністю не досягається.

На рис. 9.11 наведено дані, які свідчать, що інтенсивність ліній на рентгенограмах корелює з властивостями матеріалу.

Для визначення напруг другого роду, розміру блоків і щільності дислокацій вимірюють розширення (В) інтерференційних ліній. Для сталей звичайно використовують лінії (110) і (220), заміряні як на досліджуваному зразку так і на еталоні. Ширина інтерференційної лінії еталону повинна бути обумовлена тільки геометричними

чинниками. За отриманими профілями інтерференційної лінії від зразка і еталону визначають напівширину ліній.

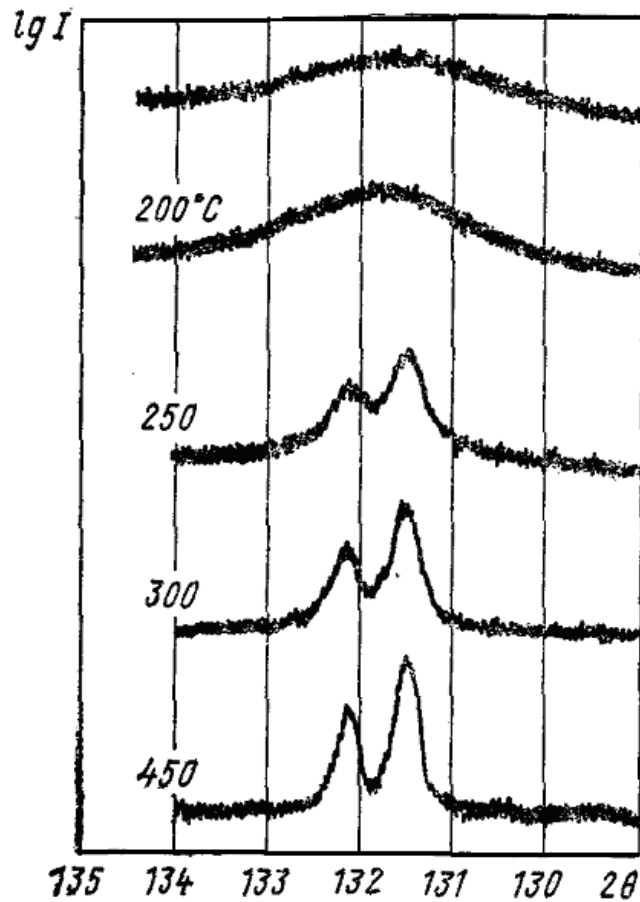


Рис. 9.10. Зміна ширини лінії (311) холодно деформованої латуні 70 в процесі відпуску (відпал при 200-450° С) [8]

Ширина і форма інтерференційних ліній визначається: розміром кристалів або розбиттям їх на малі разорієнтовані відносно один одного блоки; мікродеформаціями кристалів; наявністю у кристалах дефектів упаковки.

Ширина лінії ( $B$ ) на рентгенограмі:

$$B = S/I_{\max}, \quad (9.3)$$

де,  $S$  - площа під кривою інтенсивності;  $I_{\max}$  - висота ординати кривої інтенсивності на рентгенограмі.

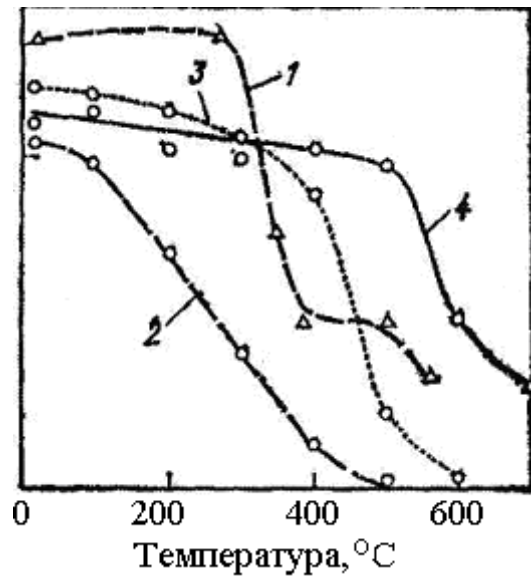


Рис. 9.11. Зміна властивостей холоднодеформованого заліза у процесі відпуску [8]:

- 1 - напівширина лінії (220); 2 - електроопір;  
3 - швидкість розчинення; 4 - твердість

### **Метод порошку (полікристалів)**

Метод порошку є основним методом дослідження технічних матеріалів і широко застосовується на практиці. Він ґрунтується на дослідженні полікристалічних зразків моно-хроматичним промінням. Зразки використовують у вигляді спресованих (іноді склеєних) із порошку циліндриків діаметром 0,2 - 0,8 мм або виточених циліндриків, а також плоских пластинок. У результаті взаємодії монохроматичного проміння утворюється інтерференційна картина, яка фіксується на фотоплівці у вигляді кривих, що називаються інтерференційними лініями. Кожна лінія є результатом відбиття від певної серії паралельних атомних площин, розташованих одна від одної на відстані  $d$ . При дослідженні застосовуються зразки з полікристалічної речовини або порошку, що складається з великої кількості дрібних ( $< 10^{-2}$  мм) кристалів (зерен), що мають довільну орієнтацію у просторі. При освітленні таких зразків монохроматичним або характеристичним рентгенівським випромінюванням виникає виразний інтерференційний ефект у вигляді системи коаксіальних конусів, вісью яких є первинний промінь.

Для реєстрації інтерференційної картини у методі порошку використовують декілька способів розташування плівки відносно зразка і первинного пучка рентгенівського проміння: зйомка на плоску, циліндрову і конусну фотоплівку. Реєстрація може

проводитися також за допомогою лічильників. Для цієї мети використовують рентгенівські дифрактометри.

*Циліндрова фотоплівка.* При цьому типі зйомки дифракційні конуси, перетинаючись з фотоплівкою, утворюють криві четвертого порядку (див. рис. 9.11).. Окремим випадком такої кривої може бути пряма, яка відповідає куту відбиття  $\theta = 45^\circ$ . Кут  $\theta$  обчислюється визначенням відстаней між лініями 21, що відповідають одному і тому ж інтерференційному конусу, за співвідношенням:

$$2l = 4\theta R; \theta^\circ = (l/2R) (180^\circ/\pi), \quad (9.4)$$

де  $R$  - радіус циліндричної касети з фотоплівкою.

На рис. 9.11 зображений звичайний (симетричний) спосіб заряджання плівки. У цьому випадку кінці плівки розташовують поблизу діафрагми, через яку в камеру входить пучок первинного проміння. Для виходу цього пучка з камери в плівці роблять отвір. Недоліком такого способу заряджання є те, що у процесі фото обробки плівка скорочується по довжині, внаслідок чого при розрахунку рентгенограми слід використовувати не значення радіусу  $R$ , а деяку величину  $R_{\text{эфф}}$ . Визначити  $R_{\text{эфф}}$  можна шляхом зйомки еталонної речовини з відомими періодами ґраток (наприклад, NaCl). У цьому випадку проводять зворотний розрахунок рентгенограми - за відомими періодами ґратки теоретично визначають кути відбиття  $\theta$ , із значень яких в комбінації з замірами на рентгенограмі відстанями між симетричними лініями визначають величину  $R_{\text{эфф}}$ .

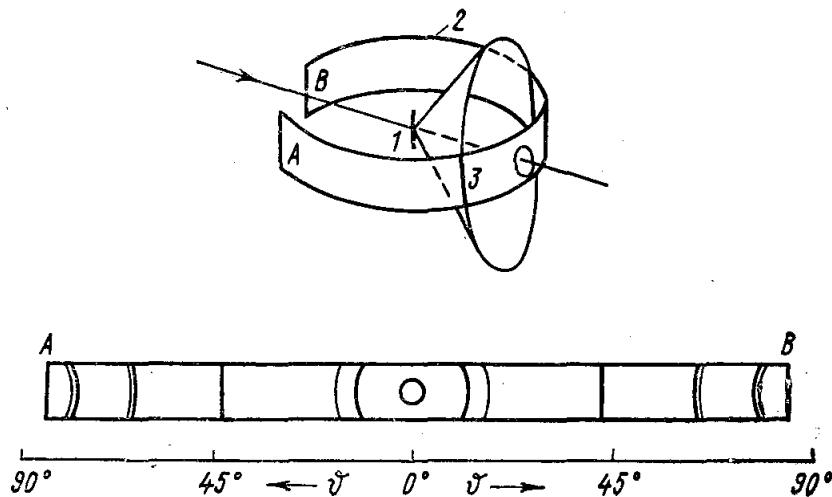


Рис. 12. Зйомка на циліндричну плівку [8]:  
1 - зразок; 2 - плівка; 3 - інтерференційна лінія

Промисловістю випускаються дифрактометри УРС-50, ДРОН, ДРД з дистанційним управлінням.



*Рентгенівський фазовий аналіз* є прямим методом визначення фазового складу, оскільки в його основі лежать характеристики атомної кристалічної будови сплаву. Цей метод особливо доречний у тих випадках, коли хімічний аналіз не дозволяє встановити фазовий склад сплаву.

На відміну від рентгеноспектрального аналізу, що визначає, елементи які входять до складу сплаву, фазовий аналіз за рентгенограмами визначає, з яких хімічних сполук складається сплав, оскільки від кожної хімічної сполуки на рентгенограмі виникає свій набір ліній.

При проведенні якісного фазового аналізу виміряють відносну інтенсивність інтерференційних ліній і визначають за рентгенограмою міжплощинну відстань. Найсильніші лінії даного сплаву (речовини) називають реперними. За ними і виявляють фази, при цьому часто користуються американською картотекою ASTM, яка має дані, за якими кожна речовина характеризується трьома найсильнішими лініями, а лінія з міжплощинною відстанню  $d_1$  - найінтенсивніша. Картки розташовані за групами, що характеризуються певним інтервалом міжплощинних відстаней на молібденовому випромінюванні.

*Основою рентгеноспектрального аналізу* є те, що рентгенівський промінь, довжина хвилі якого  $\lambda$ , може відбитися від грані кристалу з міжплощинною відстанню  $d$  лише в тому випадку, коли він утворює з гранню кут  $\theta$ . Його визначають за рівнянням Брегга, в якому  $n = 1, 2, 3 \dots$

Для розкладання в спектр пучка рентгенівського проміння необхідно створити такі умови, щоб пучок проміння падав на грань кристалу, що відбиває, під різними кутами. Для цього використовують кристал, який розкладає рентгенівський промінь на спектр, що фіксується на фотоплівці. Перевага цього методу перед іншими (хімічним і спектральним - оптичним) - це визначення елементів, близьких за своїми хімічними властивостями (РЗМ, елементи платинової групи, пари таких елементів, як тантал і ніобій, цирконій і гафній).

Прилади, які використовуються для рентгеноспектрального аналізу, мають назву " Superprob ", MAP тощо.

*Метод Оже - спектроскопії (ОЕС)* полягає в енергетичному аналізі вторинних Оже-електронів. Ефект Оже (відкритий в 1925 р.) названий на ім'я французького винахідника-фізика П. Оже (Auger). Оже, мікроаналіз дозволяє визначати не тільки вміст елементів на вибраних локальних ділянках поверхні зразків, а також у ряді

випадків давати інформацію про хімічний зв'язок елементів за зміною піків на кривих та їх енергетичним положенням. Падаючий первинний електрон збуджує атом. Електрон з внутрішньої (K, L) оболонки переходить на більш високий зовнішній рівень (рис. 9.13).

Збуджений атом може повернутися до первинного стану за одним із двох способів:

1. Вибитий електрон повертається з більш високого (зовнішнього) рівня на вакантне місце у внутрішній оболонці атома. При цьому випускається характеристичний рентгенівський фотон (рис. 9.13, а). Вірогідність такого процесу пропорційна квадрату атомного номера ( $Z^2$ ), тому для легких елементів вона мала.
2. Другий електрон з більш високого (зовнішнього) рівня вилітає з атома (рис. 9.13,б). Цей вторинний електрон і є Оже-електрон. Відносна вірогідність Оже-ефекту вища для легких елементів.

Аналіз енергій Оже-електронів, як і аналіз характеристичного рентгенівського випромінювання, дозволяє визначити елементний склад досліджуваних зразків. У методі ОЕС використовується пучок електронів з невеликими енергіями, достатніми для збудження внутрішніх рівнів атомів, що вивчаються. Із зростанням енергії первинного пучка, по-перше, росте вірогідність випуску рентгенівського фотона (для енергій  $< 2$  кеВ частка Оже-електронів  $> 90\%$ ); по-друге, погіршується вирішення по глибині (збільшується зона збудження). Тому звичайно енергія падаючих електронів знаходиться в інтервалі 0,1-3 кеВ.

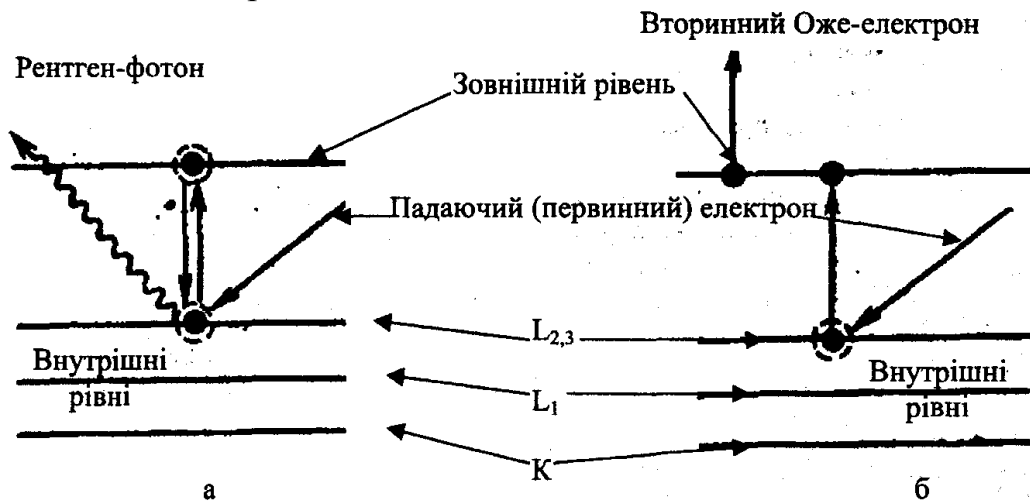


Рис. 9.13. Схема енергетичних рівнів, що ілюструє виникнення рентгенівських фотонів (а) і Оже-електронів (б):

L<sub>2,3</sub>; L<sub>1</sub>, K - електронні оболонки

Отримати такі пучки легко. Складність полягає в тому, що

доводиться вимірювати мале число Оже-електронів на великому фоні розсіяних первинних електронів. На кривій залежності загального числа електронів, що емітуються, від їх енергії  $N(E)$  Оже- спектри дуже слабкі і мало помітні.

У 1968 р. американський вчений Р. Харріс запропонував за допомогою порівняно простих електронних пристроїв диференціювати криві  $N(E)$  за енергією. Це різко збільшило чутливість методу і дозволило виділити у спектрі сигнал адсорбованих частинок, кількість яких складає близько 1% моноатомного шару. Аналіз поверхні за методом ОЕС обмежується діаметром первинного пучка електронів (у кращих спектрометрах від 5 мкм до 500 Å).

Останнім часом метод ОЕС став одним з найпоширеніших методів аналізу. Переваги методу: висока чутливість аналізу у приповерхневому шарі (5-30 Å), швидке отримання спектру і можливість виявлення всіх елементів з  $Z > 2$ . Оже-спектр дає кількісну інформацію про склад приповерхневого шару, в деяких випадках - відомості про хімічні зв'язки атомів в ньому, а в поєднанні з іонним травленням дозволяє отримати профілі розподілу елементів за глибиною.

У сучасних Оже-мікросондах досягається локальність аналізу на поверхні до 0,05 - 0,1 мкм при глибині аналізу 0,3 -2 нм. Іонне травлення дозволяє одержувати пошарові профілі розподілу елементів у поверхневих шарах товщиною до 0,1 - 0,2 мкм.

Принциповий пристрій Оже-електронного спектрометра наведено на рис. 9.14, а Оже-спектри на рис. 9.15. Вторинні електрони проходять крізь сітку в простір між двома коаксіальними циліндрами (рис. 9.14). Внутрішній циліндр і мішень заземлені, а на зовнішній циліндр поданий негативний потенціал  $V_{\alpha}$ . Електрони, що покидають зразок-мішень з енергією  $eV_e$ , фокусуються на рівні вихідних щілин аналізатора; відношення  $V_{\alpha}/V_e$  залежить від геометрії установки коаксіальних циліндрів. Електронний помножувач розміщується позаду вихідної щілини аналізатора.

Дані записуються у вигляді кривої розподілу Оже-електронів за енергіями  $N(E)$ . Проте записуваний при цьому сигнал надто слабкий і супроводжується значним фоном. З метою підвищення відношення сигнал - шум використовується синхронний детектор для обчислення похідної сигналу  $N(E)$  за енергією  $E$ .

У відсутність Оже-піку варіації  $N(E)$  за енергією відносно малі. В той же час слабкі Оже-піки («сплески» на кривій  $N(E)$ ) на графіку похідної функції  $dN(E)/dE$  даватимуть значно помітні гострі піки.

Оже-спектрометр розміщують у камері, де створюється високий вакуум:  $10^{-6}$  мм рт. ст. для пасивних і  $10^{-10}$  мм рт. ст. для особливо активних поверхонь; це розрідження дозволяє уникнути серйозного забруднення зразка. Вакуумна система може складатися з насосів форвакуумного ротаційного; турбомолекулярного; криогенного на рідкому азоті і титанового сублімаційного.

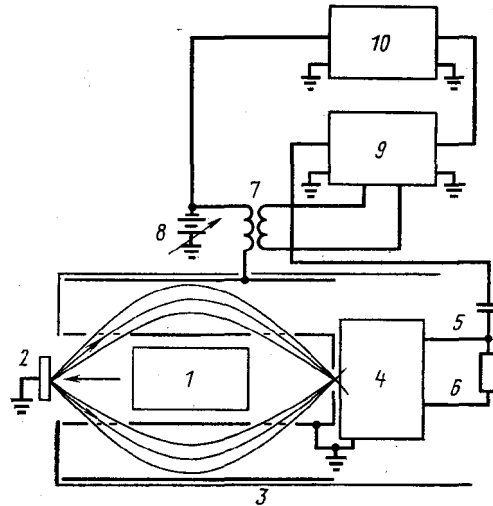


Рис. 9.14. Принциповий пристрій Оже-електронного спектрометра [9]:

- 1 - електронна гармата; 2 - зразок-мішень; 3 - коаксіальний циліндровий аналізатор; 4 - електронний помножувач; 5 - колектор; 6 - кінцевий діод; 7 - ізолюючий трансформатор; 8 - скануюча напруга; 9 - синхронний детектор; 10 - двохкоординатний потенціометр

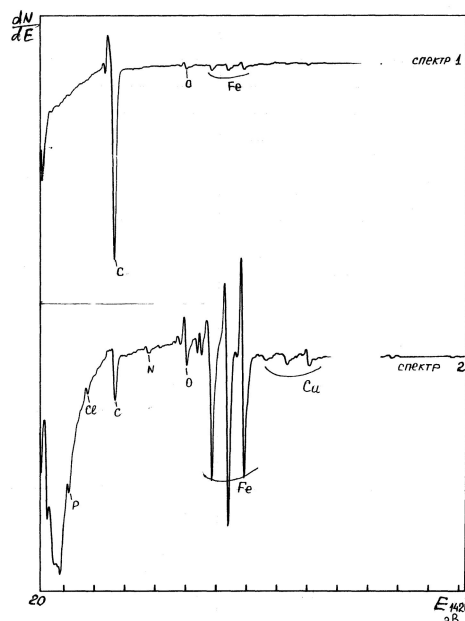


Рис. 9.15. Оже - спектри чавуну

Крім утримувача зразка і аналізатора, в камеру приладу поміщають іонну гармату для очищення поверхні зразка та іонного травлення (ерозії) його з контрольованою швидкістю для вивчення змін хімічного складу за глибиною зразка (у міру справлення шару). Прилад також забезпечений пристроями для руйнування зразка у вакуумі при зниженій температурі, спектрометром для аналізу залишкових газів, приставкою для нагрівання зразка у вакуумі.

#### **4. Ділатометричний аналіз**

Ділатометричний аналіз застосовують для визначення коефіцієнта лінійного розширення і критичних точок сталей і сплавів.

При ділатометричному аналізі визначають зміну довжини зразка при нагріванні і охолодженні або при ізотермічній витримці, а також коефіцієнт теплового розширення у заданому інтервалі температур. Зміна довжини зразка характеризує об'ємні зміни сплаву. Важливою перевагою ділатометричного аналізу є незалежність об'ємного ефекту, а отже, і точність аналізу від швидкості охолодження. Крім того, прилади для визначення лінійних змін зразків - ділатометри - відрізняються дуже малою інерційністю.

Крім пристрою для спостереження або запису лінійних змін, у ділатометрі повинен бути температурний контроль, оскільки при дослідженні в металознавстві важливо визначити не тільки величину об'ємних змін, а й температури, при якій відбуваються ці зміни. Із цих причин ділатометричний аналіз застосовують для визначення критичних точок перетворень у сталі, для вивчення процесів гартування і відпуску сталі, а також для дослідження графітизації чавуну і процесів старіння деяких сплавів. Проте основне застосування цей метод отримав для вивчення перетворень у сталі, оскільки більшість з них супроводжується більш різкою зміною об'єму, ніж інших властивостей. Так, наприклад, перехід  $\alpha$ - заліза (питомий об'єм  $V = 0,127 \text{ см}^3/\text{г}$ ) у  $\gamma$ -залізо (питомий об'єм  $V = 0,122 \text{ см}^3/\text{г}$ ) або перліту в аустеніт супроводжується помітним скороченням об'єму (і довжини зразка), оскільки  $\gamma$  - залізо і твердий розчин вуглецю на його основі (аустеніт) володіють якнайменшим питомим об'ємом. Зворотний перебіг цих перетворень при охолодженні і особливо перехід аустеніту в мартенсит супроводжується значним збільшенням об'єму зразка, оскільки мартенсит має найбільший питомий об'єм ( $V = 0,131 \text{ см}^3/\text{г}$  при  $C=1,4\%$ ).

Найпоширеніший пристрій для ділатометричного аналізу - ділатометр Шевенара. Висока чутливість приладу досягається при використанні механічного і оптичного посилення. Принципова схема

представлена на рис. 9.16.

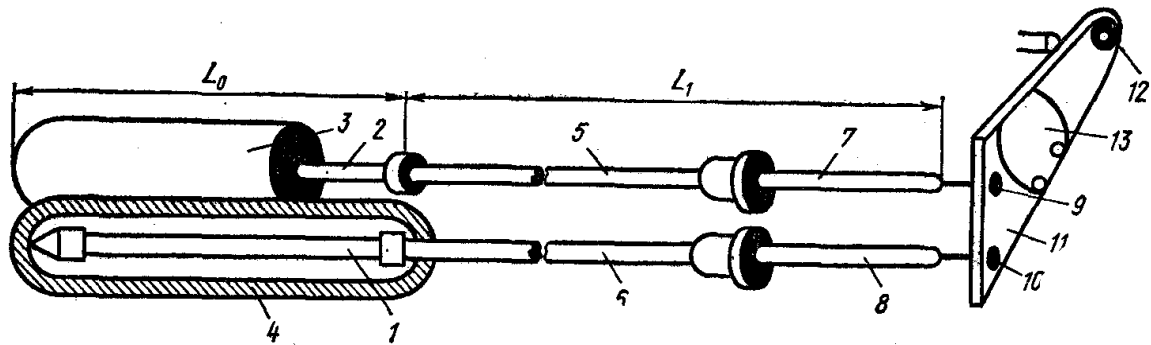


Рис. 9.16. Принципова схема

диференціального ділатометра Шевенара [10]:

1 - зразок; 2 - еталон; 3, 4 - кварцові трубки; 5, 6, 7, 8 - стержні; 9, 10 - точки з'єднання; 11 - пластина; 12 – точка закріплення; 13 - дзеркало

У диференціальному ділатометрі (рис. 9.16) зразок 1 і еталон 2, розташовані у кварцових трубках 3, 4, і з'єднані стержнями 5, 6, 7, 8 з пластиною 11. Точки з'єднання - 9, 10. Пластина 11 закріплена в точці 12. На пластині є дзеркало 13, на яке спрямовується промінь світла від електричної лампи, а відбившись від нього потрапляє на екран.

Для нагрівання зразка 1 і еталону 2 з кварцовими трубками 3, 4 призначається трубчаста електрична піч. Еталоном є зразок із сплаву Cr-Co-Ni, для якого коефіцієнт лінійного розширення є постійним у досліджуваному інтервалі температур. При нагріванні зразок і еталон розширюються, тим самим переміщуючи пластину 11 та дзеркало 13. На екрані фіксується траєкторія переміщення світлового променя (рис. 9.17).

#### Визначення критичних температур

Критичні температури і області перетворень визначають за кривими, що показують зміни довжини зразка, який вивчається, при нагріві або при охолодженні (рис. 9.17). Побудова кривої в координатах подовження зразка - температура, наприклад, при нагріві, дозволяє встановити температури, при яких спостерігаються порушення рівномірного подовження зразка. Різкі перегини на кривих свідчать про внутрішні зміни при перетвореннях, що відбулися в сплаві під дією температури. Перша точка перегину на кривій відповідає температурі початку перетворення ( $t_1$ ), друга - кінцю перетворення ( $t_2$ ).

#### **5. Магнітний метод дослідження структури металів.**

Магнітний аналіз заснований на тому, що при зміні структури

або складу сплаву змінюються і його магнітні властивості. Він застосовується для дослідження феромагнітних сплавів, тобто сплавів на основі заліза, кобальту або нікелю, і деяких сплавів металів перехідних груп з діа- і парамагнітними металами. Можна, зокрема, визначати кількість залишкового аустеніту (парамагнітної фази) і мартенситу чи фериту (феромагнітної фази) в загартованій сталі.

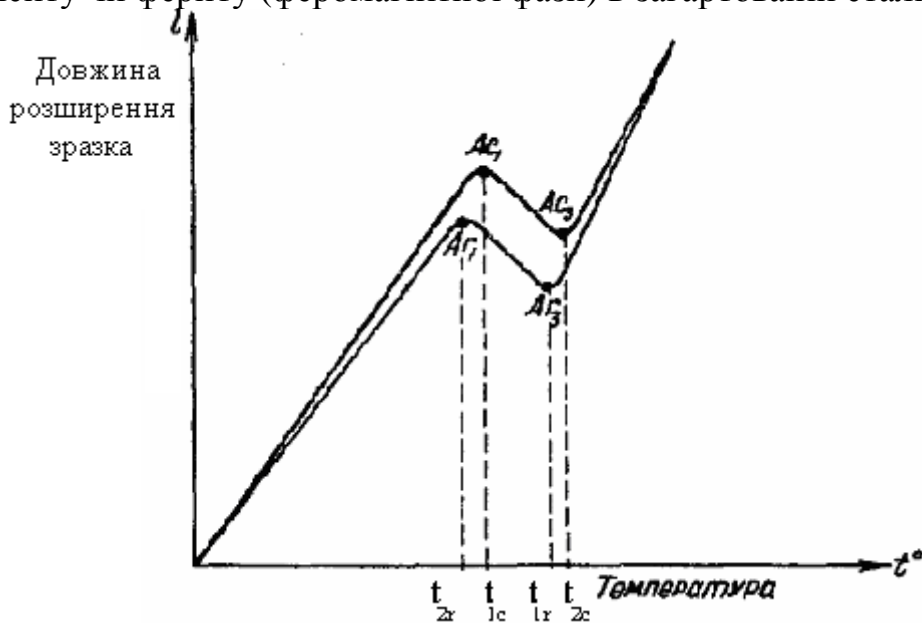


Рис. 9.17. Криві розширення доевтектоїдної сталі в координатах довжина розширення зразка - температура [6]

Феромагнетизм металів, викликаний наявністю некомпенсованих магнітних моментів електронів, якщо вони належать до групи недобудованих внутрішніх рівнів (наприклад, рівня 3d для  $\alpha$  - заліза, кобальту і нікелю). У феромагнітних металів магнітні моменти утворюють окремі області намагнічування (домени), в яких моменти взаємно паралельні. На відміну від парамагнітних металів, в яких намагнічування полягає у поступовому повороті окремих магнітних моментів у напрямку зовнішнього поля, у феромагнітних металах намагнічування полягає в зростанні областей, що мають результуючий магнітний момент, паралельний напрямку зовнішнього поля.

Процес намагнічування пара- і феромагнітних металів вважається закінченим, і стан магнітного насичення досягнутим, коли всі магнітні моменти спрямовані паралельно зовнішньому полю. Магнітне насичення феромагнітних металів досягається в полях напруженості порядку сотень або тисяч ерстед, тоді як для парамагнітних необхідне поле напруженості порядку  $10^9$  ерстед, що в даний час ще практично недосяжно.

*Магнітні властивості.* Якщо метал помістити у магнітне поле напруженістю  $H$ , то інтенсивність намагнічування металу визначатиметься співвідношенням  $I = \chi H$ , де  $\chi$  - намагнічуваність. Для діамагнітних металів вона має від'ємний знак, для парамагнітних - додатній. Абсолютне значення питомої магнітної сприйнятливості (на 1 г металу) діамагнітних і парамагнітних металів - порядку  $10^{-6}$ , феромагнітних -  $10^2$ . Величина магнітної сприйнятливості змінюється залежно від хімічного складу сплаву і структури.

Для сплавів зі структурою механічної суміші величина магнітної сприйнятливості змінюється прямолінійно із зміною хімічного складу сплаву. При утворенні хімічних сполук магнітна сприйнятливість, залежно від складу сплаву, може бути максимальною або мінімальною. Для сплавів зі структурою твердого розчину величина магнітної сприйнятливості змінюється за законом кривої лінії майже подібно зміні електроопору.

При дослідженні феромагнітних сплавів можна визначати не тільки магнітну сприйнятливість, але й інші магнітні властивості і, зокрема, магнітне насичення ( $4\pi I_n$ ), коерцитивну силу ( $H_c$ ), магнітну проникність ( $\mu$ ) і залишкову індукцію ( $B_r$ ). Визначення цих властивостей і особливо магнітного насичення і коерцитивної сили дозволяє більш повно характеризувати структуру і характер перетворень, які відбуваються у сплаві. Крім того, величини  $H_c$ ,  $\mu$  і  $B_r$  безпосередньо характеризують якість магнітних сплавів і виготовлених деталей при експлуатації.

На рис. 9.18, а схематично показана залежність магнітної індукції  $B$  від напруженості поля  $H$ . Цю діаграму називають також петлею магнітного гістерезису. Магнітна індукція у міру збільшення напруженості зовнішнього магнітного поля  $H$  спочатку зростає. Це зростання індукції відбувається за рахунок посилення зовнішнього магнітного поля  $H$  і власного намагнічування металу  $4\pi I$ . При подальшому зростанні напруженості поля власне намагнічування  $4\pi I$  досягає для даного сплаву граничного значення, що називається магнітним насиченням  $4\pi I_n$ . Очевидно, що по досягненні  $4\pi I_n$  (крапка **a** на рис. 9.18) зростання індукції відбувається тільки за рахунок збільшення напруженості поля; і тому ця ділянка кривої є лінійною. Ще більш чітко фіксується досягнення магнітного насичення на рис. 9.18,б.

Магнітне насичення сплавів досягається у полях значної напруженості, що становить для деяких сплавів декілька тисяч ерстед.



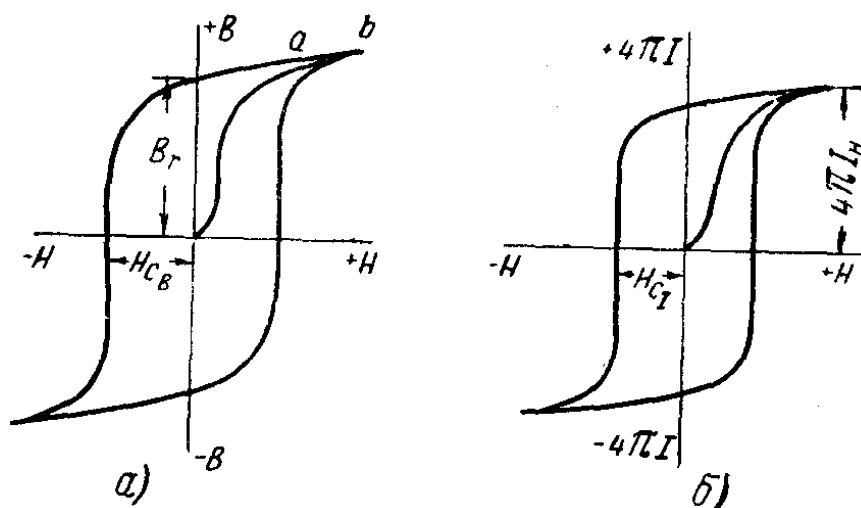


Рис. 9.18. Залежність намагнічування ферромагнітного металу від напруженості поля [6]:

а - залежність  $B = \varphi(H)$ , б - залежність  $4\pi I = f(H)$

Коерцитивна сила  $H_c$  чисельно дорівнює величині розмагнічуючого поля, при якому  $4\pi I = 0$ . Якщо вимірюють залежність  $B = \varphi(H)$  (див. рис. 9.18), то  $H_c$  визначають як напруженість поля при  $B=0$ .

За зміною магнітного насичення можна проводити кількісне визначення фаз, якщо відомі магнітне насичення кожної із фаз і магнітне насичення сплаву в цілому. Для цього необхідно визначити магнітне насичення: а) зразка сталі, що досліджується і в якому можуть бути присутні обидві фази; б) зразка еталону тієї ж сталі, в якому повинна бути присутня тільки одна ферромагнітна фаза. Для правильного вирішення необхідно, щоб концентрація  $\alpha$ -фази (мартенситу) у зразку і еталоні були однакові. При вивченні вуглецевої і низьколегованої сталей ця умова легко досягається, якщо зразок і еталон, що вивчається, гартують одночасно і в однакових умовах, а потім еталон швидко охолоджують до низьких температур (приблизно до  $-70^\circ\text{C}$ ). Таке охолодження еталону перетворює майже весь залишковий аустеніт на мартенсит.

У цьому випадку кількість аустеніту  $A(\%)$  визначається за співвідношенням

$$A\% = \frac{4\pi I_{H(\text{эт})} - 4\pi I_{H(\text{обр})}}{4\pi I_{H(\text{эт})}} \cdot 100\%. \quad (9.5)$$

При складанні розрахунку приймається, що фази розподілені рівномірно за об'ємом.

Зміна магнітних властивостей у процесі нагрівання або охолодження визначається за допомогою спеціального приладу - анізометра (рис. 9.19), розробленого Н. З. Акуловим. Прилад має високу чутливість і дозволяє безперервно записувати зміни властивостей сплаву, що відбуваються у процесі фазових перетворень. Зразок 1 діаметром 3 мм і довжиною 30 мм поміщають в інтенсивне магнітне поле, створюване електромагнітом, і встановлюють у спеціальному утримувачі під кутом  $10^\circ$  до напрямку магнітного поля. Утримувач дозволяє зразку переміщуватися в горизонтальній площині під дією пондеромоторних сил, які виникають в ньому при переміщенні у магнітному полі. Повороту зразка у напрямі поля протидіє пружна система. Кут повороту зразка буде тим більшим, чим більше магнітне насичення зразка (тобто чим більше в зразку феромагнітної фази).

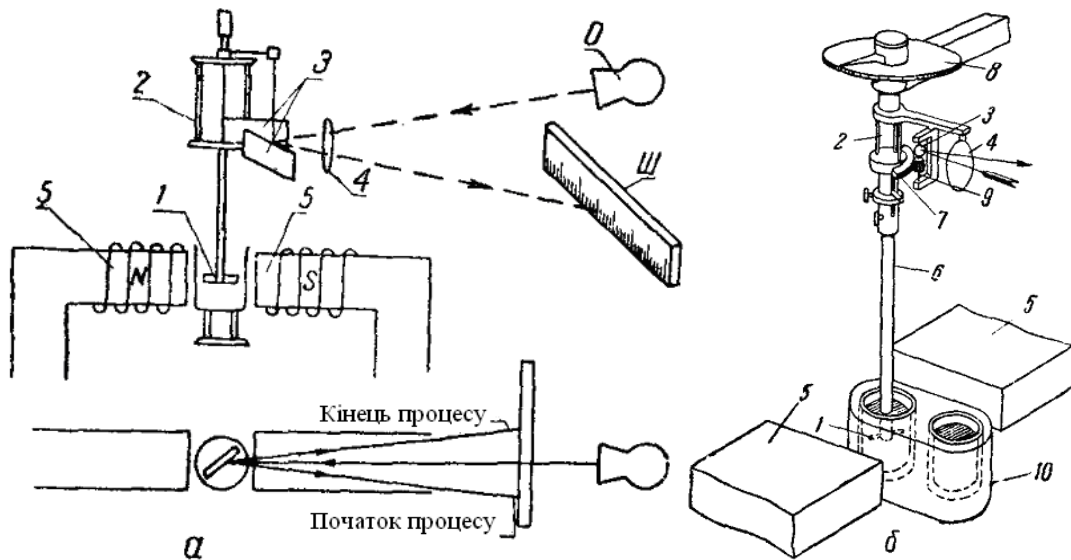


Рис. 19. Анізометр Н. З. Акулова [6].

а - принципова схема: 1- зразок; 2 - тензомер; 3 - дзеркало; 4 - лінза; 5 - електромагніт; О - освітлювач. Ш- шкала.  
 б - схема установки; 1 - зразок; 2 - тензомер (пружна система, що протидіє повороту зразка при дії магнітного поля); 3 - дзеркало; 4 - лінза; 5 - електромагніт; 6 - фарфорова трубка для встановлення зразка; 7 - фрикційний пристрій; 8 - лімба (для встановлення зразка під певним кутом відносно напрямку поля); 9 - вісь дзеркала; 10-печі для нагрівання зразка

Переміщення зразка фіксується оптичною системою, що складається з освітлювача, лінзи, системи дзеркал і шкали.

Переміщення зразка можна записувати, якщо замість шкали встановити фотокамеру з барабаном, на якому намотаний світлочутливий папір. За величиною переміщення світлового відблиску по шкалі (або на фотопапері) можна визначити кількість залишкового аустеніту в зразку. Для цього необхідно порівняти відхилення досліджуваного зразка і еталону з того ж сплаву, але в якому 100% феромагнітної фази; для сталі за еталон часто вибирають відпалений або високо відпущений зразок. Розрахунок проводиться за формулою:

$$A \% = \left( 1 - \frac{\alpha_{\text{обр}} S_{\text{эт}}}{\alpha_{\text{эт}} S_{\text{обр}}} \right) 100 \%, \quad (9.6)$$

де  $\alpha_{\text{эт}}$  і  $\alpha_{\text{обр}}$  - переміщення „зайчика” від нульового положення по шкалі для еталону і зразка (тобто  $\alpha_{\text{эт}} = \alpha_1 - \alpha_0$  і  $\alpha_{\text{обр}} = \alpha_2 - \alpha_0$ , де  $\alpha_0$  - нульове положення „зайчика”,  $\alpha_1$  і  $\alpha_2$  - відповідно відхилення „зайчика” при включенні магнітного поля для встановлених в приладі еталону і зразка);  $S_{\text{эт}}$  і  $S_{\text{обр}}$  - відповідно площі поперечного перерізу еталону і зразка.

На анізометрі можна проводити вимірювання при нагріванні до різних температур, витримуванні і охолодженні. Прилад має спеціальне пристосування з двома печами. Печі можна переміщувати у міжполюсному просторі. Переміщення зразка з печі з однією температурою в піч з іншою температурою займає декілька секунд. Оскільки магнітне насичення поступово знижується при підвищенні температури, то при розрахунку треба порівнювати кути повороту зразка і еталону. Кути визначають при однакових температурах.

Проте якщо температура, при якій проводять вимірювання, близька до точки Кюрі, то величина відхилення ( $\alpha$ ), пропорційна величині пондеромоторних сил, змінюється дуже різко навіть при невеликих коливаннях температури, що вносить значну похибку в результати експерименту. Тому при дослідженні сталей температура експерименту не повинна перевищувати 600-650°C. У випробуваннях гарячий спай термопари треба розташовувати в безпосередній близькості до зразка. Крім того, для підвищення точності вимірювань потрібно збільшити відхилення  $\alpha_1$  і  $\alpha_2$  шляхом зміни відстані між шкалою (або барабаном з фотопапером) від дзеркала і, нарешті, збільшенням кута повороту зразка по відношенню до напрямку магнітного поля. Крім того, для підвищення точності необхідно забезпечити стабілізацію напруги струму, що живить обмотки електромагніту.

Якщо за умов дослідження вимагається охолодити зразок до низьких температур, то в міжполюсному просторі замість печі встановлюють термостат з рідким азотом. Температуру зразка можна регулювати в широких межах, змінюючи відстань між зразком і рівнем рідкого азоту. За величиною коерцитивної сили можна також виявити структурні зміни в сплаві в тих випадках, коли інші магнітні властивості залишаються без змін. Так, наприклад, холодна пластична деформація не змінює магнітного насичення, але значно підвищує коерцитивну силу. Розпад пересичених твердих розчинів збільшує коерцитивну силу вже в початковій стадії процесу, коли в твердому розчині утворюються скупчення атомів, і подальшому виділенні надлишкової фази. Такі процеси часто не можна виявити без вимірювання магнітного насичення або інших властивостей.

Вимірювання вторинних магнітних властивостей використовується при вивченні структурних змін в сплавах при термічній або механічній обробці. Магнітна проникність, коерцитивна сила і залишкова індукція зазнають значних змін при обробці сплавів. Так, що один і той же сплав у загартованому стані може служити матеріалом для постійного магніту, а у відпаленому стані може розглядатися як магнітом'який матеріал. Вплив термообробки та вуглецю на зміни магнітних властивостей наведено на рис. 9.20.

### **6. Метод внутрішнього тертя.**

Внутрішнє тертя характеризує здатність твердого тіла обертати частину пружної енергії механічних коливань в теплову енергію. Проявом внутрішнього тертя є, наприклад, загасання вільних коливань реального твердого тіла, а також наявність петлі пружного гістерезису, яка показує, що робота навантаження завжди менше вивільняється при розвантаженні.

За міру необоротних втрат при періодичному навантаженні прийнята „питома енергія загасання“, яка рівна відношенню енергії розсіюваної за цикл ( $\Delta W$ ), і максимальної енергії циклу ( $W$ ). Внутрішнє тертя ( $Q^{-1}$ ) визначають за такою формулою

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta W}{W}, \quad (9.7)$$

Внутрішнє тертя визначають як при підвищених, так і при дуже малих напругах. У першому випадку внутрішнє тертя називають мікропластичним, оскільки при великих напругах, хоча і менших за межу пружності, разом з пружною деформацією відбувається також і мікропластична деформація. Внутрішнє тертя, визначене при малих амплітудах напруги, називають дифузійним тертям або релаксацією.

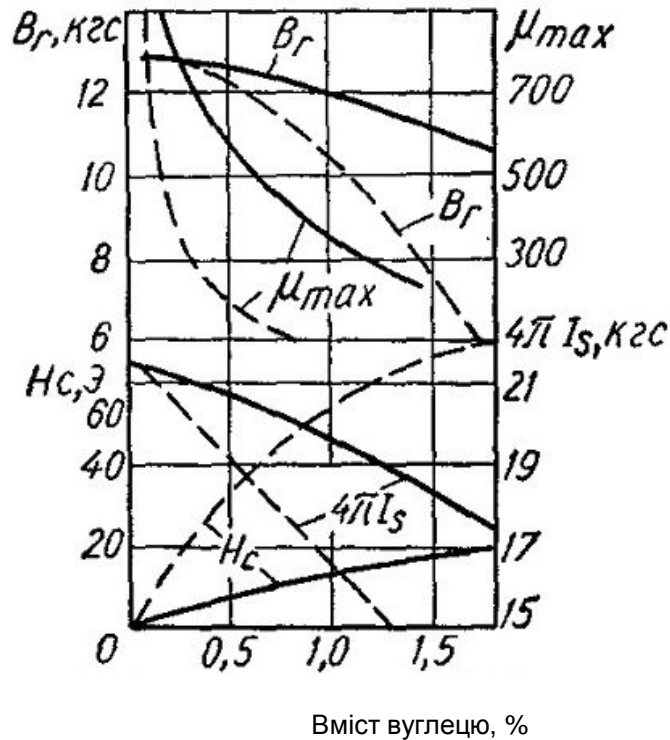


Рис. 9.20. Вплив термообробки і хімічного складу на магнітні властивості сталі: суцільні лінії - після відпалу; штрихові - після гартування [11]

Мікропластичне внутрішнє тертя необхідно враховувати при виборі матеріалів для відповідальних деталей швидкохідних машин, в яких може відбуватися руйнування при резонансних коливаннях. Чим більше внутрішнє тертя, тим менша амплітуда коливань деталі, яка знаходиться під дією змінного навантаження під час експлуатації. Проте, для ряду деталей необхідне зменшення внутрішнього тертя. До цих деталей належать пружні елементи приладів. Чим менше внутрішнє тертя пружних елементів, тим вища точність приладів. Вимірюючи релаксацію або дифузійне внутрішнє тертя при малих напругах, можна встановити більш тонкі зміни стану металу в полі малих напруг, не значних залишкових змін структури.

Особливо різко виражений процес переміщення атомів в твердих розчинах втілення. Тому за величиною внутрішнього тертя можна отримати певні дані про кількість розчиненого компоненту, атоми якого втілюються в ґратці розчинника. Таким чином була визначена розчинність вуглецю в  $\alpha$ -залізі, величина якої досягає 0,0004 %. У полікристалічних металах спостерігається внутрішнє тертя внаслідок того, що на межах зерен, де невпорядкована структура, під дією напруг виникає в'язка течія, яка неминуче

пов'язана з перетворенням пружної енергії в теплову.

Величина внутрішнього тертя безпосередньо пов'язана, також, з розміром зерен (рис. 9.21) і станом граничного шару. Якщо в результаті процесу розпаду перенасиченого твердого розчину відбувається зміцнення меж зерен, то звичайно спостерігається різке зменшення величини внутрішнього тертя.

Типовий спектр релаксації твердого тіла при кімнатній температурі показано на рис. 9.22.

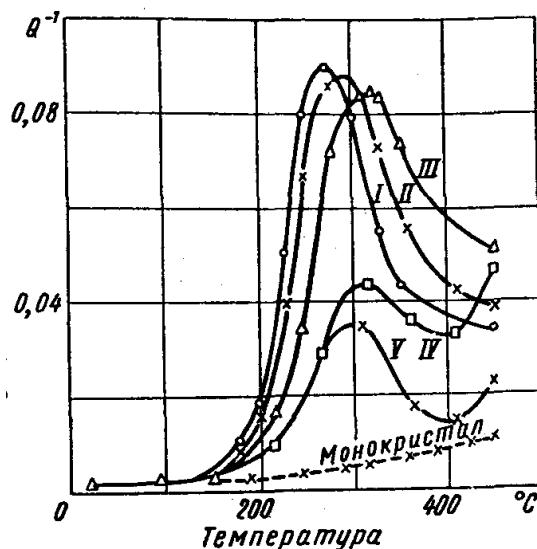


Рис. 9.21. Вплив розмірів зерен на внутрішнє тертя в алюмінії [12]:  
I - середній розмір зерна - 0,02 см; II - 0,04 см; III - 0,07 см; IV - 0,084 см;  
V - більше 0,084 см. Діаметр дроту 0,084 см. Частота коливань 0,69 Гц при кімнатній температурі

Величину внутрішнього тертя можна також характеризувати кутом зсуву фаз  $\phi$  між напругою і деформацією. Кращі результати дає схема вільних крутильних коливань малої амплітуди з частотою від 0,2 до 2 Гц. Ця схема відома під назвою крутильного маятника (Рис. 9.23) [12]. Вимірювання внутрішнього тертя проводять при низьких частотах, оскільки відповідні установки більш прості і можуть бути використані для дослідів в умовах нагрівання. Для цієї мети застосовують вимірювальні установки типу крутильного маятника. Прикладом такої установки є крутильний маятник, запропонований Ке-Тін-Суєм і потім модернізований в Інституті сталі і сплавів.

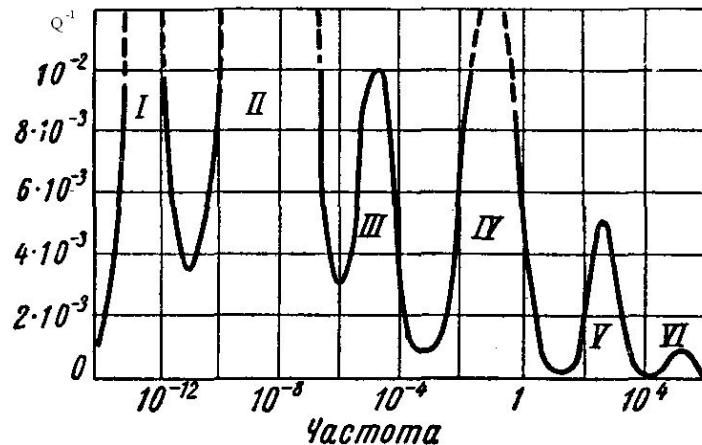


Рис. 9.22. Типовий спектр релаксації твердого тіла при кімнатній температурі [12]: I - внутрішнє тертя, обумовлене наявністю пар атомів з різними атомними радіусами (розчини заміщення); II - внутрішнє тертя, обумовлене в'язкою течією на межах зерен; III - внутрішнє тертя, обумовлене в'язкою течією в областях пластичної деформації (смуги ковзання); IV - внутрішнє тертя, обумовлене дифузією атомів втілення; V - внутрішнє тертя, обумовлене поперечною теплопровідністю при згинанні зразка; VI - внутрішнє тертя, обумовлене міжкристалічною теплопровідністю

Схема приладу показала на рис. 9.23. Дротяний зразок 1, звичайно діаметром 0,7 мм і довжиною 300 мм, прикріплюється за допомогою цанг 2 до верхнього нерухомого стрижня 3 і нижньому рухомому 4, є інерційною системою з поперечною планкою 5, по якій, якщо необхідно, можуть пересуватися вантажі 6. Нижній кінець стрижня 4 поміщений в масляний заспокоювач 7 для запобігання радіальних зсувів зразка. Світловий промінь від освітлювача 10, відображений від дзеркальця 8, падає на напівпрозору шкалу 9, видалену від дзеркальця на відстань 3 м. Коливання збуджуються створенням моменту, що закручує, за допомогою електромагнітів 11, після чого спостерігається по шкалі 9 зменшення амплітуди вільних коливань. Зразок 1 поміщений в піч 12 із захисною атмосферою.

### 7. Метод термоелектрорушійних сил (т.е.р.с.).

У замкнутому ланцюзі, утвореному з двох різнорідних металів-електродів, виникає термоелектрорушійна сила (т.е.р.с.) і термоелектричний струм, якщо один кінець (спай електродів) цього ланцюга нагрівається до більш високої температури, ніж інший. Величина т. е. р. с, що виникає, залежить від різниці температур обох кінців ланцюга і природи металів, які утворюють даний ланцюг, а величина термоелектричного струму, крім того, і від опору ланцюга.

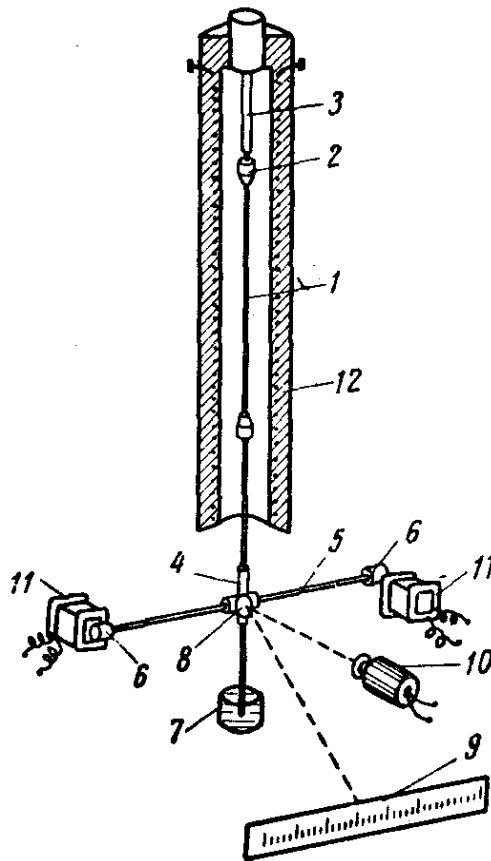


Рис. 9.23. Схема приладу для вимірювання внутрішнього тертя методом крутильного маятника [12]:

1 - зразок; 2 - цангі; 3 - нерухомий стрижень; 4 – рухомий стрижень; 5 - поперечна планка; 6 - вантажі; 7 - масляний заспокоювач; 8 - дзеркальце; 9 - шкала; 10 - освітлювач; 11 - електромагніти; 12 - піч

Вимірювання т. е. р. с. дозволяє визначити різницю температур, а отже, і температуру нагрівання, якщо при цьому відома температурна залежність величини т.е.р.с. для металів, що утворюють ланцюг, і температура більш холодного кінця ланцюга. Значення температур нагрівання термопар, при яких вони використовуються, наведені у табл. 9.3.

Дані табл. 9.3 показують, що для вимірювання порівняно низьких температур (наприклад, нижче  $600^{\circ}\text{C}$ ) доцільно застосовувати термопари хромель-алюмель. Градувальна крива платинородієво-платинової термопари наведена на рис. 9.24.

Температури перетворень, які відбуваються в твердому стані, більш точно визначають при застосуванні спеціальної методики диференціального термічного аналізу, що використовує чутливі



вимірювальні прилади. При диференціальному термічному аналізі одночасно нагрівають два зразки - з металу, перетворення в якому необхідно вивчити, і еталон, виготовлений з металу, що не має перетворень у досліджуваному температурному інтервалі. Разом з температурою нагрівання (або охолодження) досліджуваного зразка визначають різницю між температурою еталону і зразка.

### 9.3. Температура нагрівання, при якій використовують термопари

<i>Термопара</i>	Максимальна вимірювана температура при нагріванні, °C	
	при короткочасному	тривалому
Платинородій-платина (ТП)	1600	1300
Хромель (90% Ni і 10% Cr) - алюмель (2% Al, 1% Si, 2% Mn, 94,5% Ni) (ТХ)	1100	950

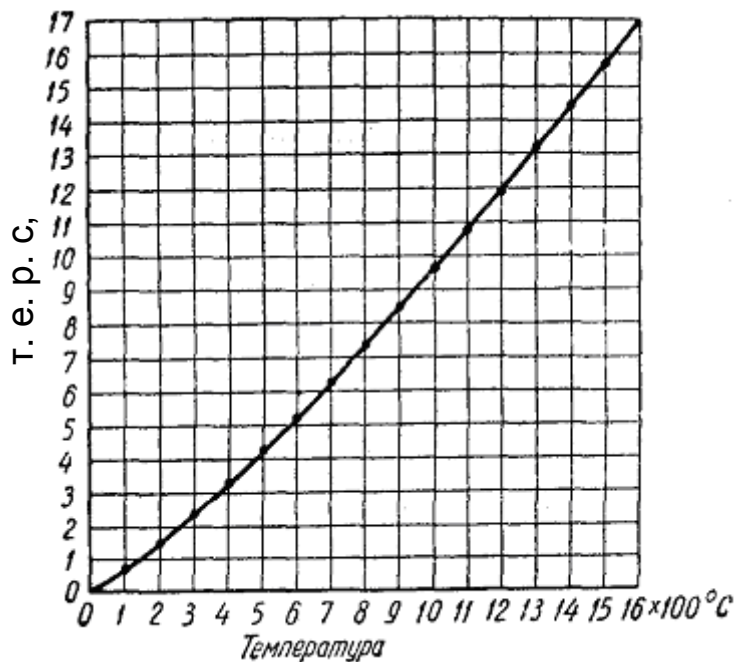


Рис.9.24. Градувальна крива платинородієво-платинової термопари [6]

Якщо досліджуваний метал не має перетворень в певному інтервалі температур, то зміна температур зразка і еталону протікає безперервно і однаково. Різниця температур між ними виникає лише при проходженні перетворення. Вона порівняно невелика і не перевищує декількох градусів.

Отже, для визначення цієї різниці потрібно застосовувати

прилади, які фіксують невеликі зміни температур і є більш чутливими, ніж прилади, що використовують при термічному аналізі.

Диференціальна термопара застосовується для вимірювання різниці температур зразка і еталону. Вона складається із з'єднання двох термопар (рис. 9.25) і має два гарячі спаї. Один з електродів розміщають у випробовуваний зразок, а інший в еталон (рис. 9.26 а, б). Результати диференціального термічного аналізу характеризуються кривими (рис. 9.26, в), які будують у координатах різницю температур між еталоном і зразком - час.

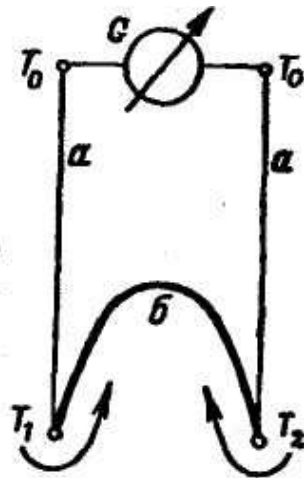


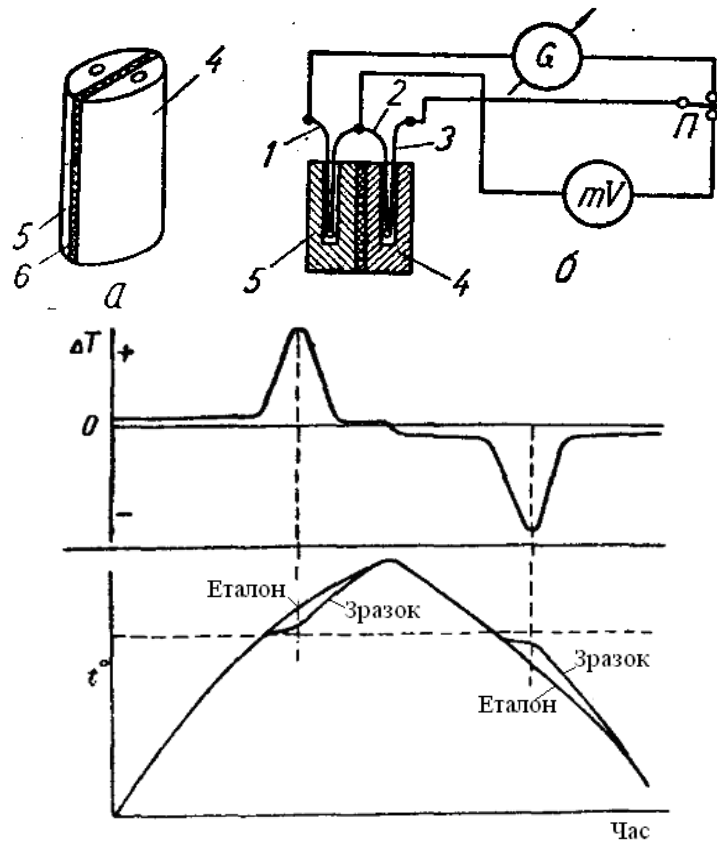
Рис. 9.25. Схема диференціальної термопари [6]:

а і б - електроди термопари;  $T_1$ , і  $T_2$ , - гарячі спаї;  $T_0$ - холодні (вільні) кінці; Г - гальванометр

Зразок 4 і еталон 5 у формі напівциліндрів діаметром 20-30 мм відокремлені листом слюди 6 товщиною 0,5-2 мм. При вивченні фазових перетворень у сталі використовують мідні або нікелеві еталони. Диференціальна термопара складається з двох ідентичних термопар 1-2 і 2-3, включених послідовно і назустріч. Загальна е. р. с. дорівнює нулю, якщо обидва гарячі спаї знаходяться при однаковій температурі, у всіх інших випадках е. р. с. пропорційна різниці температур і вимірюється гальванометром Г. Термопари включені таким чином, що прилад показує не абсолютну температуру, а різницю температур обох гарячих спаїв. Якщо гарячі спаї мають однакову температуру, то т. е. р. с. буде однаковою, оскільки гарячі спаї утворені однаковими електродами, а при такому з'єднанні термопар т. е. р. с. взаємно компенсуються.

Верхня крива (рис. 9.26, в) побудована у координатах різниця температур між еталоном і зразком - час; нижня крива - у координатах температура - час. Порівняння кривих різниці і абсолютних значень

температур дозволяє визначити критичні точки (температури перетворень) металу.



в

Рис. 9.26. Схема установки для диференціального термічного аналізу (а, б) та криві нагрівання і охолодження металу (в) при диференціальному методі [6, 11]:

1-2 - термопары; 2-3 - термопары; 4 - зразок; 5 - еталон; 6 - лист слюди

#### *Застосування методу вимірювання т. е. р. с. у металознавстві*

Схема методу для визначення т. е. р. с. при кімнатній температурі наведена на рис. 9.27. Теплота до випробовуваного стержня підводиться маленькою електропічкою  $O$  і відводиться мідною болванкою  $S$ , на поверхні зіткнення якої із зразком прокладена тонка листовая слюда. Болванка  $S$  занурена у термостат із крижаною водою. Обидві термопары  $T_0$  припаяні до мідних кілець  $K_1$  і  $K_2$ , які насаджені на зразок. Холодні спаї цих термопар також знаходяться при  $0^\circ\text{C}$ . Кінці зразка мають температури  $T$  і  $T + \Delta T$ . Між платиновими кінцями термопар вимірюється т. е. р. с. Вона відповідає температурі  $\Delta T$  між зразком і платиною. При  $\Delta T = 20^\circ\text{C}$  і т. е. р. с. =  $10^{-5}$  в/град точність

вимірювання досягає 0,2%. Ця установка придатна для порівняно великих значень т. е. р. с. При малих значеннях т. е. р. с. доводиться зважати на порушення, які вносяться контактом зразку з мідними кільцями.

Для вимірювання дуже малих т. е. р. с. може бути застосована установка, схема якої показана на рис. 9.28. Істотною особливістю цієї установки є те, що елементи ланцюга  $G_1$  і  $G_2$  виготовлені з того ж матеріалу, що і зразок  $P$ . Останній і елементи ланцюга  $G_1$  і  $G_2$  запресовані в мідні блоки  $T_1$  і  $T_2$ , від яких вони ізольовані слюдяною фольгою. Теплота підводиться до блока  $T_1$  ( $\Delta T = T_1 - T_2$ ). Різниця  $T_1 - T_2$  вимірюється диференціальною термопарою, різниця потенціалів - приладом  $\Delta E$ . Всі холодні кінці поміщені в термостат  $T_0$  при  $0^\circ\text{C}$ . При  $T = 30^\circ\text{C}$  і  $E = 3 \cdot 10^{-7}$  в/град точність вимірювання  $\pm 1\%$ .

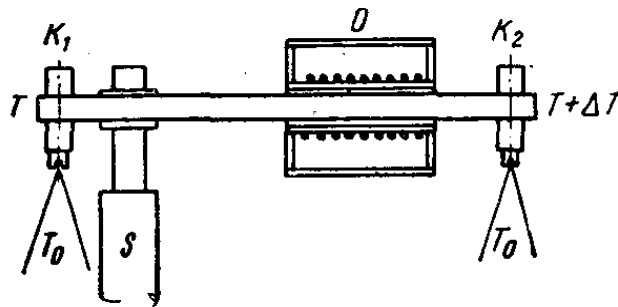


Рис. 9.27. Схема визначення т. е. р. с. при низькій температурі [12]

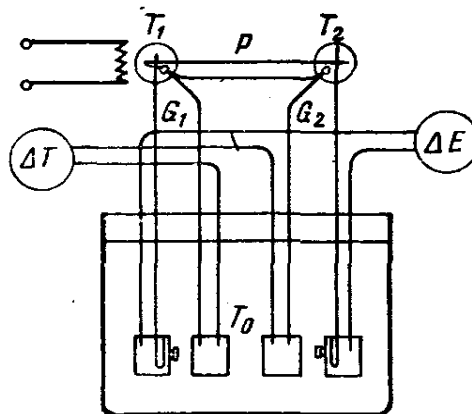


Рис. 9.28. Схема для визначення малих т. е. р. с. [12]

Цей метод застосовують при вивченні впливу термообробки на т. е. р. с. сплаву, яка в результаті тих або інших структурних перетворень змінюється порівняно мало. При вимірюванні т. е. р. с. по відношенню до  $G_1$  і  $G_2$  з того ж сплаву, що і  $P$ , фактично визначається абсолютна зміна т. е. р. с. при зміні структури сплаву, що вивчається. Різниця значень  $E_1$  і  $E_2$  вимірюється приладом великої чутливості.

При такому виборі матеріалу елементів ланцюга  $G_1$  і  $G_2$  по суті використовується диференціальна методика із застосуванням як еталону дроту з того ж сплаву, що і зразок. Зрозуміло, що матеріал елементів  $G_1$  і  $G_2$  повинен бути у певному стабільному стані, наприклад у стані відпалу.

Цікавим прикладом застосування методу т.е.р.с. є вивчення розпаду твердого розчину в алюмінієвому сплаві з 4% Mg і 8% Zn. На рис. 9.29 показана залежність зміни т.е.р.с. при відпуску загартованого Al - Mg - Zn сплаву.

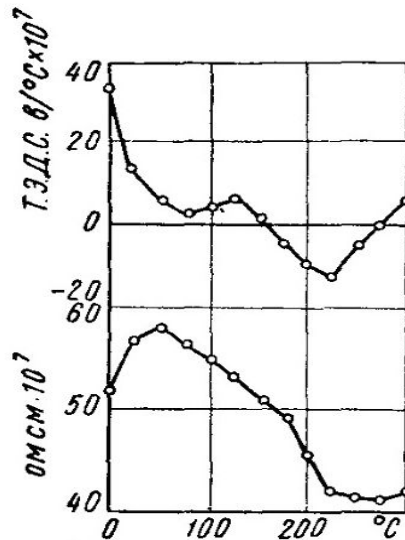


Рис. 9.29. Зміна т.е.р.с. при відпуску загартованого Al - Mg - Zn сплаву [12]. Тривалість відпуску 30 хв

Крива т.е.р.с. має дві особливості. Першим аномальним ефектом є зростання т.е.р.с. між 75 і 125°C. Другою аномалією є той факт, що т.е.р.с. при подальшому підвищенні температури відпуску проходить через нуль близько 150°C, набуває негативного значення, досягає мінімуму при 225°C, потім підвищується до нуля при 275°C.

Метод т.е.р.с. був застосований для дослідження перетворень у наклепаній аустенітній сталі (18% Cr, 8% Ni). Показано, що цим методом легко виявляється  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення при 475 - 700°C, а також виділення карбідів з розчину залежно від ступеня наклепу.

Методом т. е. р. с. детально досліджена вуглецева сталь після відпалу, в процесі відпуску і після гартування. Зокрема, показано, що за допомогою цього методу можна прослідкувати за розпадом мартенситу на такій стадії, коли ступінь його тетрагональності дуже мала і рентгенографічно, а також й іншими методами подальший розпад не уловлюється.

Можливим є також розсортування сталі і чавуну за марками і хімічним складом термоелектричним методом.

## **ЛЕКЦІЯ № 10. Вуглецеві сталі та чавуни. Класифікація, маркування та використання**

*Сталлю* називається залізовуглецевий сплав із вмістом вуглецю від 0,025 до 2,14%. Сталі промислового виробництва, крім заліза і вуглецю, у своєму складі містять певну кількість домішок інших елементів. Це зумовлено технологією виробництва сталі (наприклад, Mn до 0,9%, Si до 0,35% для розкислення), неможливістю їх повного видалення (S та P до 0,05%; O, N, H), а також присутністю в вихідних матеріалах шихти (Cr, Ni, Cu тощо). Домішки також поділяють на постійні (Si, Mn, S, P), приховані (N, O, H), випадкові (Cu, Al, W, Ni) і спеціальні (вуглець і легуючі елементи).

***Вуглецеві сталі, їх склад, структура і властивості залежно від вмісту постійних домішок.***

Вуглецеві сталі поряд із вуглецем містять до 0,9% Mn, 0,35% Si, а також до 0,05% S і P як постійних домішок.

Основним компонентом, який визначає будову та властивості вуглецевих сталей, є вуглець. Із збільшенням його вмісту в сталі утворюється більше твердої складової - цементиту, тому сталь стає міцнішою і твердішою, проте менш пластичною.

*Марганець і кремній* у цих кількостях є корисними домішками. Розчиняючись у фериті, вони зміцнюють його, підвищуючи міцність сталі.

*Сірка та фосфор* містяться в сталі як наслідок доменного виробництва і є шкідливими домішками. При виробництві сталі в мартенах та електричних печах вміст сірки та фосфору доводять до потрібної кількості.

*Сірка* розчиняється в залізі до 0,06% і утворює із залізом легкоплавку евтектику Fe - FeS ( $t$  плавлення  $988^{\circ}\text{C}$ ), яка надає сталі червоноламкості - підвищує її крихкість при температурах гарячої обробки. Оскільки сірка в сталі знаходиться у вигляді евтектики FeS на границях зерен фериту, то при обробці тиском при температурі від 800 до 1100-1200  $^{\circ}\text{C}$  у цих місцях матиме місце крихке руйнування.

*Фосфор* частково до 1,2% розчиняється у фериті, а інша частина утворює хімічну сполуку - фосфід заліза  $\text{Fe}_3\text{P}$ . Фосфор надає сталі холодноламкості, тобто підвищує її крихкість при нормальній і, особливо, при пониженій температурі. У зв'язку з цим вміст сірки та фосфору в сталі суворо обмежують. Вміст S та P є одним з показників якості сталі.

Крім сірки та фосфору сталь містить такі домішки як кисень, азот та водень. Залежно від способу виробництва їх вміст може бути в межах 0,0001-0,1 % (табл. 10.1).

10.1. Вміст водню, азоту та кисню (%) у сталі при різних способах виробництва [13].

Газ	Спосіб виробництва сталі			
	електросталь	мартенівський основний	киснево - конверторний	бесемерівський
Водень	0,0002-0,0006	0,0002-0,0006	0,0001-0,0003	0,0004- 0,0007
Азот	0,008 - 0,010	0,004 - 0,006	0,001 - 0,003	0,010 - 0,014
Кисень	0,01-0,02	0,02-0,04	0,02-0,04	0,04-0,10

Кисень і азот знаходяться в сплавах у вигляді оксидів і нітридів, які в більшості знаходяться на границях зерен і надають крихкості сталі, тобто зменшують її пластичність.

Водень не розчиняється у фериті і не утворює хімічних сполук. Але при швидкому охолодженні після гарячої обробки в інтервалі температур 200-20 °С у масивних деталях (товщина стінки більше 30 мм) він виходить на поверхню і утворює надриви (флокени) (рис. 10.1).

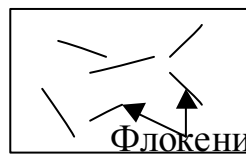


Рис. 10.1. Флокени.

Мікроструктура вуглецевих сталей у стані рівноваги, отримана після оптимального нагрівання і повільного охолодження (відпалу), може бути визначена за діаграмою стану залізо-вуглець. За структурою у стані рівноваги сталі поділяються на *доевтектоїдні* (менше 0,8%С), *евтектоїдні* (0,8%С) та *заевтектоїдні* (від 0,8 до 2,14%С) (рис. 10.2).

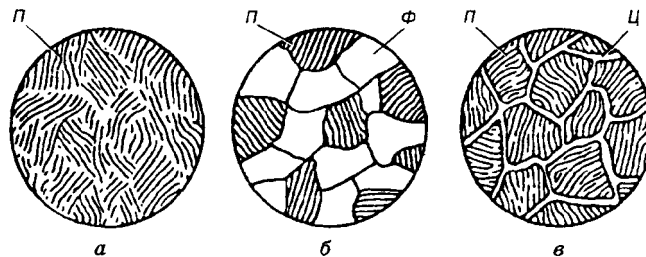


Рис. 10.2. Мікроструктура сталей залежно від вмісту вуглецю [3]:

а - евтектоїдні (С = 0,8%); б - доевтектоїдні (С < 0,8%);

в - заевтектоїдні (С від 0,8 до 2,14%);

П – перліт; Ф – ферит; Ц – цементит

Доевтектоїдні сталі мають структуру фериту (світлі зерна) і перліту (темні зерна) (рис. 10.2, б). Із збільшенням вмісту вуглецю кількість перліту зростає, а фериту зменшується. У доевтектоїдній сталі перліт у більшості випадків має пластинчасту будову. Будову перліту у вигляді пластин фериту і цементиту, що чергуються, можна чітко розрізнити при збільшеннях 500 раз. Щоб розрізнити цементит і ферит, сталь травлять розчином пікрату натрію, який зафарбує цементит у темний колір. За структурою доевтектоїдній сталі визначають вміст вуглецю за формулою:

$$C = (F_{\text{п}} \cdot 0,8) / 100, \% \quad (10.1)$$

де  $F_{\text{п}}$  - площа, зайнята перлітом.

Структура евтектоїдній сталі - перліт (рис. 10.2, а). Розрізняють перліт пластинчастий (ферит і цементит мають форму пластинок) і зернистий, у якому цементит має форму дрібних зерен, розміщених у фериті. Зернистий перліт більш пластичний і має меншу твердість (пластинчастий перліт - 160-220 НВ; зернистий - 12-150 НВ). Він утворюється в результаті часткового розчинення пластин цементиту та виділення на них кульок, наприклад, під час кування при температурі виділення вторинного цементиту або при дуже повільному охолодженні або при дуже великій тривалості процесу охолодження (50-100 год при 650°C). Із зменшенням розміру цементитних пластин або кульок твердість і міцність перліту зростає.

Заевтектоїдна сталь має структуру перліту і вторинного цементиту. Цементит може бути у вигляді зерен або світлої сітки навколо зерен перліту (рис. 10.2, в). Вміст вуглецю в заевтектоїдній сталі можна розрахувати за формулою:

$$C = (F_{\text{п}} \cdot C_{\text{п}} + F_{\text{ц}} \cdot C_{\text{ц}}) / 100, \quad (10.2)$$

де  $F_{\text{п}}$ ,  $F_{\text{ц}}$  - відповідно площа, зайнята перлітом та цементитом, %;

$C_{\text{п}}$ ,  $C_{\text{ц}}$  - відповідно вміст вуглецю у перліті ( $C=0,8\%$ ) та цементиті ( $C=6,67\%$ ).

Наприклад, для рис. 10.2 в:

$$C = ((97 \div 96) \cdot 0,8 + (3 \div 4) \cdot 6,67) / 100 = 0,98 \div 1,03 \% \quad (10.3)$$

Максимальний вміст вуглецю в заевтектоїдній сталі до 1,5%, оскільки при більшому вмісті вуглецю сталь стає дуже крихкою.

Величина, форма і розміщення зерен у сталі - фактори, які впливають на їх властивості. З укрупненням зерен знижується ударна в'язкість, твердість тощо властивості. Виділення вторинного цементиту



у вигляді сітки по межах зерен перліту свідчить про закінчення гарячої обробки тиском при високій температурі або проведення відпалювання при дуже високих температурах нагрівання. Це дефект заевтектоїдної сталі, який погіршує її міцність і в'язкість. Із збільшенням вмісту вуглецю у заевтектоїдній сталі цементитна сітка ширша. Форма цементитних пластин впливає на оброблюваність сталі різанням.

Доевтектоїдна сталь добре обробляється різанням при структурі пластинчастого перліту, а евтектоїдна і заевтектоїдна - зернистого. Величина зерен сталі характеризується номером за стандартною шкалою. Сталь з зерном номерів 1-4 (0,222÷0,0788 мм) вважається крупнозернистою, а 5-8 (0,0553÷0,0196 мм) - дрібнозернистою. Для визначення зернистості сталі її структуру порівнюють при збільшенні у 100 разів зі стандартною шкалою структури. При цьому визначають, якому номеру зерна стандартної шкали відповідають зерна, які переважають у зразку.

Властивості сталі залежать від вмісту вуглецю, структури, способу отримання і наявності домішок. Механічні властивості залізовуглецевих сплавів змінюються залежно від виду і кількості структурних складових, їх форми, величини і розміщення. Відповідно до збільшення вмісту вуглецю у сталях, що перебувають у рівноважному стані, змінюється їх структура і фазовий склад; зменшується кількість м'якого фериту (80 НВ); зростає кількість перліту і твердого цементиту (800 НВ), твердість і поріг міцності; знижуються ударна в'язкість і пластичні характеристики (рис. 10.3). При вмісті С більше 1,0 % поріг міцності знижується, що зумовлено утворенням суцільної сітки цементиту по границях зерен сталі.

Якість сталі залежить від вмісту сірки та фосфору: сталі звичайної якості -  $S < 0,06\%$ ,  $P < 0,05\%$ ; якісні сталі -  $S < 0,040\%$ ,  $P < 0,040\%$ , високо якісні сталі -  $S < 0,030\%$ ,  $P < 0,030\%$ .

#### ***Класифікація та маркування вуглецевих сталей:***

1. *За способом виробництва:* конвертерні (бесемерівські, томасівські, кисневі), мартенівські, електропічні;

2. *За вмістом вуглецю:*

- низьковуглецеві ( $C \leq 0,25\%$ );

- середньовуглецеві ( $C = 0,25-0,7\%$ ;  $\approx 20\%$  фериту та  $80\%$  перліту);

- високовуглецеві ( $C \geq 0,7\%$ ).

3. *За якістю:*

1. Сталі звичайної якості містять до  $0,06\%$  S;  $0,05\%$  P.

Сталі звичайної якості маркуються літерами Ст і цифрами від 0 до 6 (умовний номер марки сталі). Більше число відповідає більшому вмісту вуглецю, підвищенню міцності і

зниженню пластичності. Поруч з номером марки вказують ступінь розкислення сталі: кп - кипляча сталь, пс - напівспокійна сталь, сп - спокійна сталь.

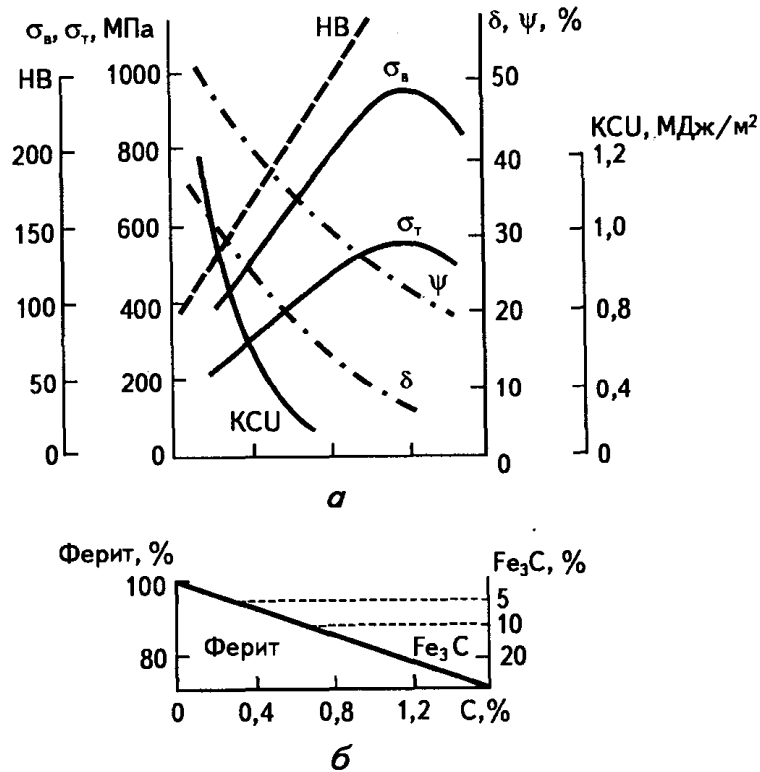


Рис. 10.3. Вплив вуглецю на механічні властивості сталі (а) та на кількість фериту і цементиту (б) [1]

Сталі звичайної якості діляться на три групи: А, Б, В.

*Група А* - сталі постачаються з гарантованими механічними властивостями та використовуються в такому стані, в якому їх виготовив металургійний завод. Марки - від Ст.0 до Ст.6. Літера А в марках групи не ставиться.

*Група Б* - сталі постачаються з гарантованим хімічним складом, піддаються термічній обробці і гарячій обробці тиском (ковка, штампування). Марки - БСт1кп; БСт3пс до БСт.6сп, МСт3- мартенівська, КСт.6 – конвертерна тощо.

*Група В* - сталі постачаються з гарантованими механічними властивостями та хімічним складом. Марки - ВСт. 1 до ВСт.6.

Кращі сталі групи В. Гірші - групи А.

Наприклад, Сталь БСт0кп. Ст. - сталь звичайної якості, постачається з гарантованим хімічним складом, кипляча, 0 – порядковий номер. Із збільшення величини порядкового номеру вміст вуглецю зростає, але ця цифра не означає вмісту вуглецю в сталі.

2. Якісні сталі містять  $S < 0,040\%$  і  $P < 0,040\%$ . Маркуються цифрами від 05, 08, 10, 15 30 - до 85 тощо. Цифри в марках сталей визначають вміст вуглецю в сотих частинах відсотка. Наприклад, сталь 45 –  $C \approx 0,45\%$ .

Якісні вуглецеві сталі використовують для виготовлення:

Сталь 05; 08; 10 – каністр, діжок, кузовів автомобілів, місткостей, дроту, катанки.

Сталь 15; 20; 25 – деталей, які піддають хіміко – термічній обробці (цементация, нітроцементация тощо). Шестерні, пальці, вали, осі, кулачки, поршневі пальці зміцнюють тільки поверхневий шар з сталей 40-55.

Сталі 40, 45, 50, 55 - шатунів, валів, осей та інших деталей, які працюють в умовах складних схем навантаження.

Сталь 60; 65; 70 - пружин, ресор, робочих органів ґрунтообробних машин (борона, плуг, лапа культиватора, лопата, сапка тощо).

3. Високоякісні сталі містять  $S$  і  $P < 0,030\%$  та мають літеру А у кінці марки.

Наприклад, Сталь 20А –  $C = 0,17 - 0,24\%$ ,  $Mn = 0,35 - 0,65\%$ ,  $Si = 0,17 - 0,37\%$ ,  $S < 0,030\%$ ,  $P < 0,030\%$ . Використовують після нормалізації для виготовлення гаків кранів та муфт, після хіміко-термічної обробки - шестерні, пальці, вали тощо.

4. За методом придання форми та розмірів сталі можуть бути:

Литі – сталіне фасонне литво (після цифр у марці сталі ставиться літера Л). Наприклад, Сталь 15Л - 55Л.

Ковані – поковки вільної ковки та штампові.

Прокатані – прокат різного профілю (пруток, стрічка, лист, дріт, спеціальні профілі).

5. За структурою: доевтектоїдні (ферит + перліт), евтектоїдні (перліт), заевтектоїдні (перліт + цементит).

6. За призначенням: конструкційні (до 0,7 % С), інструментальні (0,7- 1,35 % С), автоматні та котельні.

**Конструкційні сталі** поділяються на машинобудівельні та будівельні.

*Конструкційні машинобудівельні сталі*, як правило, якісні та високоякісні. *Конструкційні будівельні сталі*, як правило, звичайної якості.

**Вуглецеві інструментальні сталі, їх маркування та призначення.**

Вуглецеві інструментальні сталі містять від 0,7 до 1,35 % С. Вони мають структуру при  $C < 0,8\%$  - ферит + перліт; при  $C = 0,8\%$  - перліт; при  $C > 0,8\%$  - перліт + цементит.

Інструментальні сталі маркують У7, У7А, У8, У8А до У13, У13А.

Буква У - вуглецева. Число після У- середній вміст вуглецю в десятих частинах відсотка, буква А — сталь високоякісна. Наприклад: Сталь У7 - С = 0,65 - 0,73%; Мп = 0,17 - 0,28%; Si = 0,17 - 0,33%; S < 0,028%; Р < 0,03%; Сталь У7А – вміст С, Мп, Si як у попередньої, а S<0,018%, Р<0,025%.

Інструментальні сталі використовують для виготовлення:

Сталь У7, У8 - ударного слюсарного інструменту (молотків, зубила, крейцмесера, воротка, пробійника, накувальні, а також інструменту для обробки деревини (стамески, рубанка).

Зі сталей У9, У10 виготовляють різці, свердла по дереву, плашки, мітчики.

Зі сталей У12, У13 виготовляють ножовочні полотна, граверний інструмент, напилки, ножиці, кобценьки.

**Автоматні сталі** - це сталі, з яких виготовляють деталі на верстатах-автоматах. Стружка повинна бути крихкою. Для цього сталі спеціально легують сіркою (0,15-0,30%) та фосфором (0,05-0,15%). Крім того, ці сталі можуть бути леговані свинцем і селеном. Їх маркують буквою А, що стоїть на початку марки та цифрами, що вказують на вміст вуглецю в сотих частинах відсотка.

Наприклад: Сталь А11; А12; А20; А30Г; АС30; А35Е. Г-марганець; С – свинець; Е – селен.

**Котельні сталі** - це сталі для котлів, посудин високого тиску, парових котлів, камер горіння, судових топок, газових турбін тощо, які повинні працювати при високому тиску і температурі від -40 до 450 °С та добре зварюватись. Для забезпечення таких властивостей до їх складу додають титан і додатково розкислюють алюмінієм. Вуглецеві котельні сталі маркують цифрою, яка вказує на вміст вуглецю в сотих частинах відсотка та буквою К, яка означає, що сталь котельна. Наприклад: Сталь 12К; 15К; 16К; 18К; 20К і 22К з вмістом вуглецю від 0,08 до 0,26%, Si – 0,17 - 0,40%, Мп-0,35 - 1,0%, S < 0,04%, Р < 0,04%. Виробляють у вигляді листа завтовшки до 200 мм.

**Машинобудівні чавуни. Структура, властивості та використання**

Залізовуглецеві сплави з вмістом вуглецю від 2,14 до 6,67 % називаються чавунами. Чавуни порівняно із сталями мають більш високий вміст вуглецю, постійних домішок (S, P, Si, Mn), більш низькі механічні властивості. Завдяки добрим технологічним властивостям (ливарні, оброблюваність різанням, стійкість проти зношування, антифрикційні тощо) чавун широко використовують для виготовлення

різних деталей сільськогосподарської техніки.

За станом вуглецю у чавунах вони поділяються на дві групи:

а) білі, в яких вуглець знаходиться у хімічно зв'язаному стані (у вигляді цементиту –  $\text{Fe}_3\text{C}$ );

б) сірі, ковкі та високоміцні - в яких весь вуглець чи більша його частина знаходиться у вільному стані у вигляді графіту. Частково може бути у вигляді цементиту -  $\text{Fe}_3\text{C}$ ;

в) леговані чавуни зі спеціальними властивостями.

*Білі чавуни* дуже тверді та крихкі і мають білий блискучий злам. Вони кристалізуються за метастабільною (цементитною) діаграмою  $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ .

За структурою білі чавуни поділяються на доевтектичні, евтектичні та заевтектичні. *Доевтектичні* (С від 2,14 до 4,3 %) чавуни мають структуру перліту, ледебуриту і вторинного цементиту (рис. 10.4, б). Перліт під мікроскопом видно у вигляді темних ділянок, а ледебурит - у вигляді ділянок з рівномірно розміщеними темними (заокругленими чи витягнутими) зернами перліту у білій цементитній основі. Цементит - білі зерна.

*Евтектичний* чавун (4,3 % С має структуру ледебуриту у вигляді рівномірно розміщених темних зерен перліту на білому фоні цементиту (рис. 10.4 а).

Заевтектичний чавун (С від 4,3 до 6,67 %) має дві структурні складові - ледебурит і цементит (у формі витягнутих зерен, рис. 10.4, в).

Оскільки цементит і ледебурит дуже тверді та малопластичні структурні складові, то білі чавуни тверді, крихкі і погано обробляються різанням. Білі чавуни рідко застосовуються у машинобудуванні. Вони переважно йдуть на переробку в сталь та для отримання ковкого чавуну.

*Сірі, ковкі та високоміцні чавуни* мають структуру металевої основи сталі з графітовими включеннями (рис. 10.5).

За структурою вони відрізняються лише формою графітових включень. У сірих чавунів графіт має пластинчасту форму (рис. 10.6, а), у ковких - пластівцеву (рис. 10.6, б), у високоміцних - кулясту (рис. 10.6, в). Структура металевої основи цих чавунів може бути: феритна (рис. 10.6, д), перлітна (рис. 10.7, г), феритно-перлітна (рис. 5, е). Вона визначається кількістю вуглецю, який знаходиться у хімічно зв'язаному вигляді ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Від структури металевої основи залежать границя міцності на стискання, твердість та стійкість проти зношування. Пластичність, опір розтягу і стійкість проти зношування залежать, головним чином, від форми, розмірів, кількості та характеру

розміщення графітових включень.

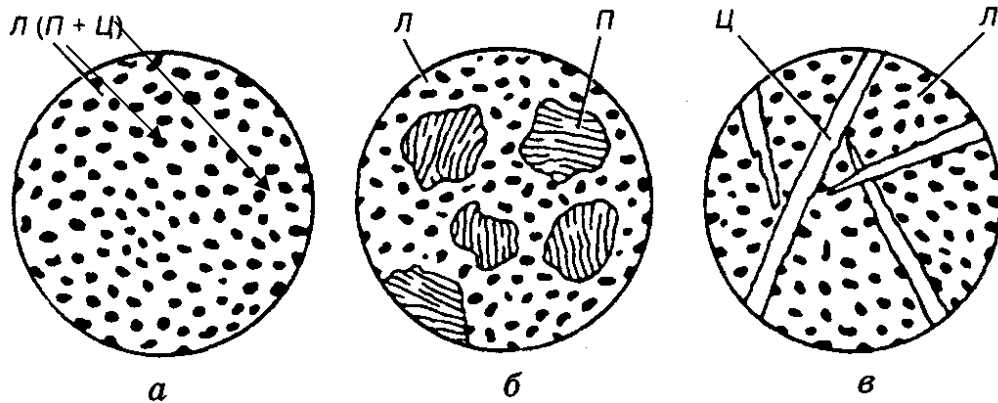


Рис. 10.4. Мікроструктура білих чавунів [3]:  
 а - евтектичного; б - доевтектичного; в - заевтектичного (х 500);  
 П – перліт; Ц – цементит; Л – ледебурит

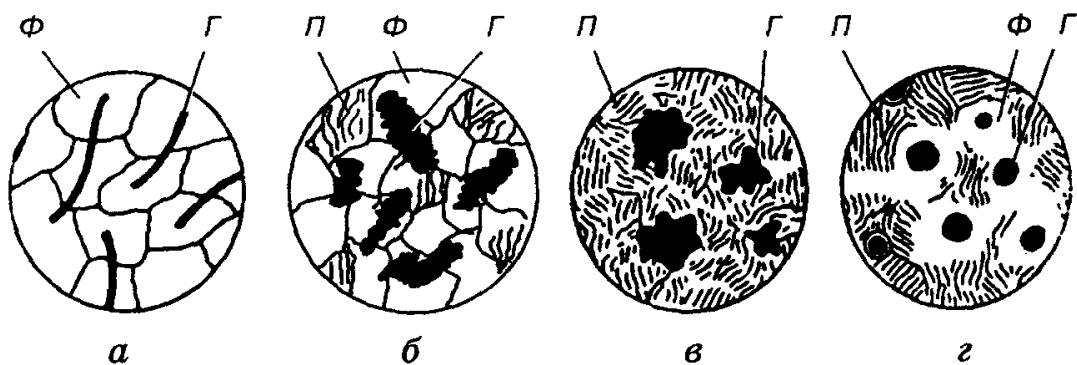


Рис. 10.5. Структура металевої основи сталі з графітовими включеннями пластинчастої (а), вермикулярної (б), пластівчастої (в) і кулястої (г) форми [3]:  
 Ф - ферит; Г - графіт; П - перліт

Графіт має дуже малу міцність порівняно з металевою основою. Тому його наявність рівносильна порожнинам чи тріщинам, що створює концентрацію напружень. Чим більше заокруглені дрібні і рівномірно розміщені графітові включення, тим міцніший та пластичніший чавун. Сірі чавуни дуже крихкі та менш міцні, ніж ковкі та високоміцні чавуни завдяки пластинам графіту. Ці пластини розглядають як тріщини (надрізи), які створюють концентрацію напружень у металевій основі сірих чавунів (рис. 10.6, г). Наявність графіту у чавунах підвищує їх стійкість проти зношування і здатність поглинати вібрації. Отриманню сірого чавуну сприяє підвищення кількості вуглецю та

кремнію, сповільнене охолодження та зменшений вміст марганцю.

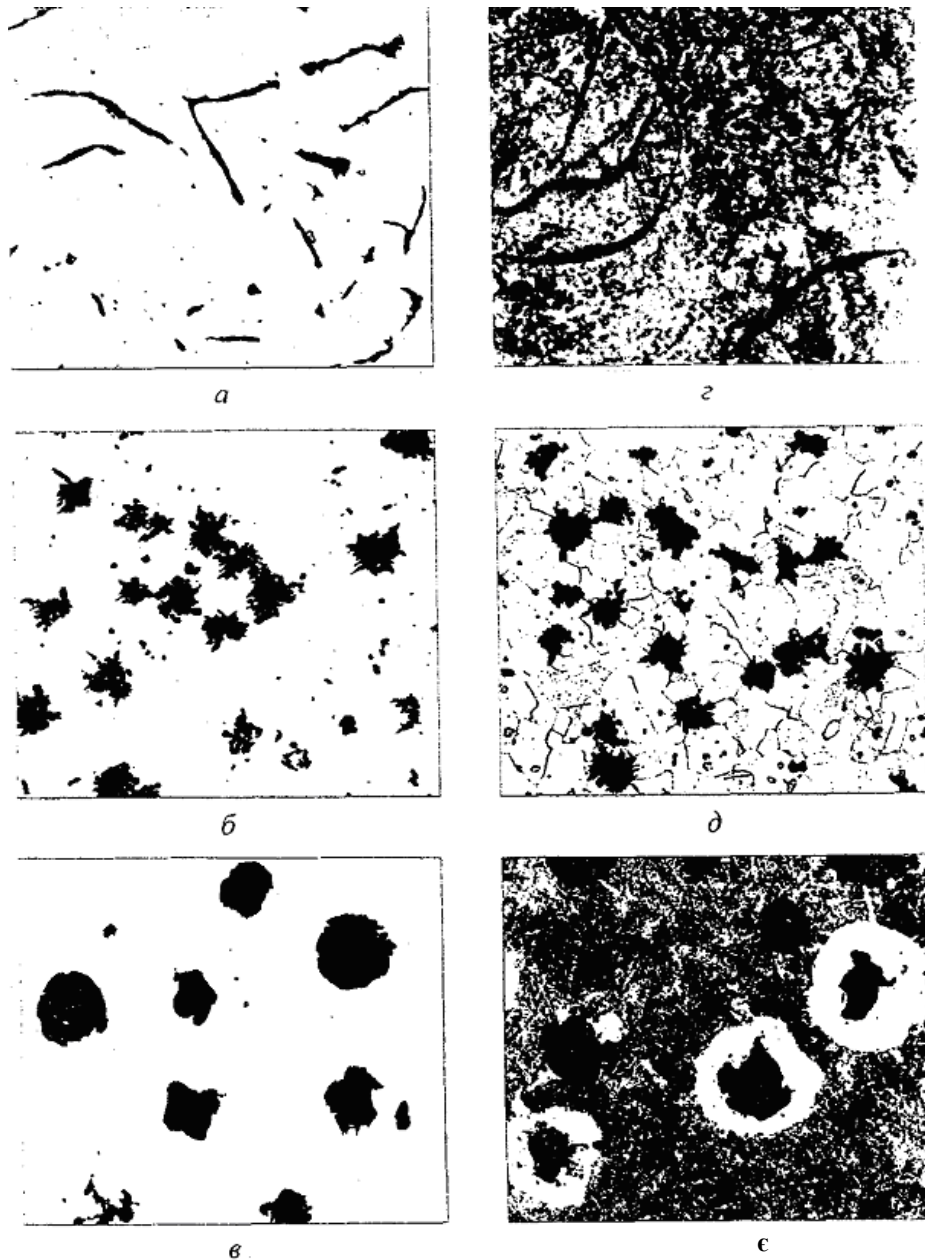


Рис.10.6. Форма графіту (а, б, в) та мікроструктура чавунів (г, д, е)  
[14]:

*а* - пластинчаста; *б* - пластівцева; *в* - куляста;  
*г* - сірий чавун перлітний; *д* - ковкий чавун феритний;  
*е* - високоміцний чавун феритно-перлітний

Підвищення механічних властивостей сірих чавунів досягаються модифікуванням їх силікокальцієм, феросиліцієм, вторинним алюмінієм. Модифікатори вводяться в сірий чавун перед його розливанням.

Модифікатори утворюють тугоплавкі оксиди типу  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ . Ці оксиди є додатковими центрами графітизації і сприяють подрібненню графіту.

**Процеси графітизації в чавунах.** Характерною структурною особливістю сірих, ковких та високоміцних чавунів є вкраплення графіту в металевій основі. Порівняно з основою міцність і пластичність графіту дуже малі.

*Графітизацією називається виділення графіту з рідкого й твердого розчинів, а також з цементиту.* Графіт є однією з модифікацій вуглецю. У залізовуглецевих стопах графіт, як і цементит, може перебувати в рівновазі з рідким розчином, аустенітом та феритом.

Залежно від термодинамічних і кінетичних умов кристалізації у чавунах формується графіт або цементит. Зазначимо, що за концентрацією вуглецю аустеніт (до 2,14 % C) і рідкий розчин (2,14 - 6,67 % C) ближчі до цементиту (6,67 % C), ніж до графіту (100 % C). Зважаючи на важливу роль дифузійних процесів під час формування цементиту й графіту, утворення цементиту вірогідніше, оскільки для його формування потрібні менші сумарні переміщення атомів заліза й вуглецю, ніж для утворення графіту. З іншого боку вільна енергія суміші аустеніт + цементит вища, ніж суміші аустеніт + графіт, тобто утворення графіту знижує вільну енергію системи. Тому під час тривалого нагрівання з цементиту виділяється графіт. Отже, порівняно з цементитом графіт — стабільніша фаза.

Оскільки для виділення з твердого розчину графіту необхідна значна інтенсифікація дифузійних процесів (при  $t = 950-1060$  °C,  $\tau = 13-90$  годин має місце наступна реакція  $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}$ ), збільшення швидкості охолодження чавуну буде гальмувати ці процеси, створюючи сприятливі умови для утворення метастабільної фази — цементиту.

Перетворення, що відбуваються під час графітизації чавуну, можна простежити за діаграмою стабільної рівноваги залізо - графіт (*штрихові лінії*). Для порівняння суцільними лініями показана діаграма метастабільної рівноваги залізо — вуглець. Кристали графіту мають вигляд пелюсток, що виходять з одного центру. Вторинний графіт та графіт евтектоїду, як правило, виділяється на утвореннях первинного й евтектичного графіту.

Утворення графіту є важливою складовою частиною процесу формування структури чавунів. Залежно від температурних і фазових умов утворення графіту в чавуні структурно розрізняють:

1. Первинний графіт, що утворюється у процесі кристалізації з



- рідкого стану;
2. Евтектичний графіт, що утворюється при евтектичній кристалізації за схемою Рідина  $\rightarrow$  Аустеніт + Графіт
  3. Вторинний графіт, що утворюється протягом охолодження чи ізотермічної витримки чавуну у твердому стані.

Первинний графіт кристалізується в заевтектичних чавунах у рідкій фазі без будь-яких перешкод з боку інших фаз. Вільний ріст виділень визначає різноманіття форм первинного графіту: пластинчаста (розеточна), завихрена компактна, куляста (глобулярна). Зародками графіту можуть бути тугоплавкі неметалеві включення, що задовольняють принципу структурної і розмірної відповідності (модифікатори I роду). До них належать деякі окисли, сульфіді і нітриди. Методами стереометричної металографії встановлено, що первинний графіт у сірому чавуні має форму розгалуженої розетки, що росте з одного центру (рис. 10.7,а).

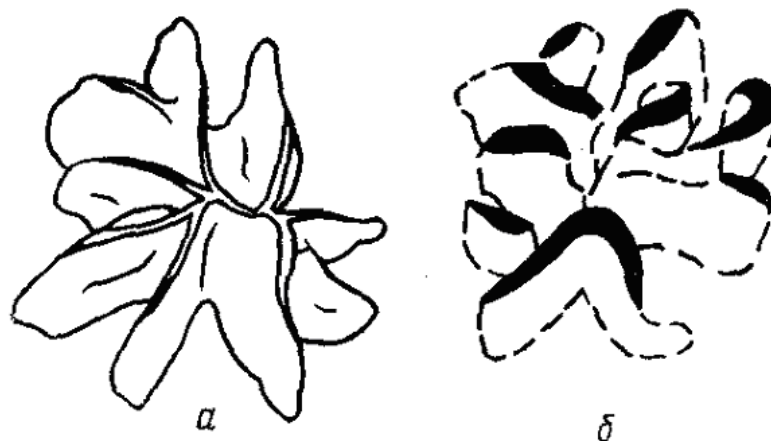


Рис. 10.7. Модель розетки графіту (а) і її перетин площиною мікрошліфа (б) [15]

У площині мікрошліфа спостерігаються ізольовані і безладно розташовані пластинчасті включення графіту, що виростили наче незалежно одне від одного. У дійсності вони є перетинами окремих відгалужень цієї розетки (рис. 10.7, б).

На формування первинного графіту ефективно впливають поверхнево-активні добавки (модифікатори II роду), що змінюють міжфазний поверхневий натяг і вирівнюють швидкість росту кристалів графіту і різних напрямках. До таких добавок можна віднести Zn, Sn, Bi, Cd, Ti, Sb, Ba, Li, Na, K, Cs, а також La, Ce, Y і інші РЗМ. Наприклад, за даними К. П. Буніна, у сірому чавуні при збільшенні вмісту церію з 0,04 до 0,24-0,45 % форма первинного

графіту змінюється від розеточно - пелюсткової до сніжинкоподібної (рис. 10.8).

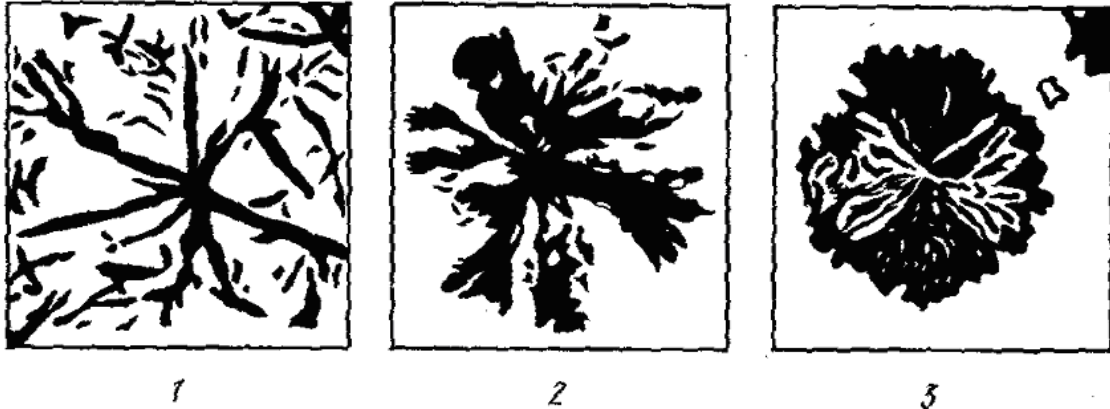


Рис. 10.8. Зміна форми включень первинного графіту в сірому чавуні при збільшенні вмісту церію [15](x300):

1 - 0,04 %; 2 - 0,24 %; 3 - 0,45%

*Евтектичний графіт* росте також у формі розеток чи сферокристалів. У доевтектичному чавуні розмір евтектичних колоній визначається розміром міждендритних осередків первинного аустеніту. Ступінь розгалуження і форма евтектичного графіту сильно залежать від швидкості охолодження. При повільному охолодженні відгалуження графітової розетки далеко врастають в аустеніт і розетка набуває форми крабу. Прискорення охолодження призводить до інтенсивного розщеплення і розгалуження графітового кістяка евтектичних колоній (при кристалізації аустенітно - графітової евтектики ведучою фазою є графіт). В середині колонії утвориться безліч графітових включень гніздоподібної форми, а самі колонії матимуть кулясту форму. При подальшому збільшенні швидкості охолодження всередині евтектичних колоній утворюються дендрити аустеніту, а дисперсні графітові включення - у вигляді окремих крапок чи завихрених пластинок розташовуються в міжвісних просторах. Такий графіт має назву міждендритний.

*Вторинний графіт* утворюється внаслідок зменшення розчинності вуглецю в аустеніті, при евтектоїдному розпаді аустеніту, а також при розпаді цементиту за реакцією:



В останньому випадку, найбільш характерному для графітуючого відпалу чавуну, виділяються наступні стадії процесу:

1. Розчинення цементиту в аустеніті.
2. Дифузія вуглецю у твердому розчині до місць формування зародків нової фази.

3. Утворення графітових зародків і кристалізація графіту.
4. Дифузія атомів заліза і легуючих елементів.

Формування нових графітових виділень відбувається на вже наявних виділеннях, а також на поверхнях мікротріщин і мікропор, у місцях скупчення дислокацій та інших дефектів кристалічної будови. При відсутності в чавунах готових пластинчастих включень вторинний графіт утворює компактні пластівчасті включення.

#### **Вплив домішок на структуру і властивості чавуну**

*Кремній* - графітоутворювальний елемент, який сприяє розпаду цементиту в чавуні і виділенню графіту. З підвищенням його вмісту кількість цементиту в чавуні зменшується, а графіту відповідно збільшується. При цьому твердість і міцність чавуну знижуються. У сірих чавунах його міститься 0,75-3,75%. *Кремній* найбільше посилює графітизацію чавуну і під час первинної кристалізації, і під час розпаду цементиту. Підвищуючи вміст кремнію, можна збільшувати кількість графіту й зменшувати кількість цементиту, наближаючись до створення чавуну з феритного металевою основою. Зменшуючи частку кремнію, можна сформувавши структуру чавуну з перлітною основою.

*Марганець*, навпаки, перешкоджає розпаду цементиту а, отже, сприяє вибілюванню чавуну. *Марганець* протидіє графітизації, сприяючи утворенню цементиту. Водночас він дещо поліпшує механічні властивості відливок. У сірих чавунах масова частка марганцю становить до 1,2%. У такій кількості він корисний, бо підвищує міцність чавуну.

*Сірка* - шкідлива домішка, вона надає чавуну крихкості, перешкоджає розпаду цементиту. Масова частка сірки в чавуні має бути не більш як 0,1%. *Сірка* погіршує механічні й ливарні властивості чавуну. Вона сильніше від марганцю протидіє графітизації й сприяє виділенню цементиту. Крім цього, сірка знижує рідкотекучість чавуну, збільшує усадку, підвищує схильність до утворення газових бульбашок і тріщин. З цієї причини вміст сірки в чавунах дуже обмежують.

*Фосфор* утворює в чавуні тверду і крихку евтектику, тому вміст його має бути не більше як 0,3%. *Фосфор* практично не впливає на графітизацію. Його використовують у чавунах для підвищення рідкотекучості, твердості та зносостійкості. Фосфор розчиняється у фериті до граничної концентрації 0,3 %. Коли концентрація вища, фосфор крім твердого розчину утворює з вуглецем і залізом потрібну легкоплавку евтектику. Залежно від кількісного співвідношення компонентів температура плавлення евтектики коливається від 950 до 980°C. Структура фосфідної евтектики відзначається підвищеною твердістю. Чавуни з високою концентрацією фосфору широко використовують для художнього лиття.

Серед *лежучих* (тобто спеціально введених) *елементів* найпомітніший вплив на графітизацію мають мідь, нікель і хром. Із них *мідь* і *нікель* інтенсифікують графітизацію, а *хром* її послаблює.

*Дрібні тверді частинки*, зрівноважені в рідкому розчині, сприяють виділенню графіту центрами графітизації.

*Збільшення швидкості охолодження*, як уже згадувалось, спричиняє все більше відхилення від рівноважних умов кристалізації: гальмує виділення графіту й сприяє утворенню цементиту.

Окрім швидкості охолодження значно впливають на графітизацію чавуну вуглець і кремній. Зі збільшенням їх сумарної частки графітизація посилюється. Щоб спрогнозувати результат формування металеві основи чавуну, користуються структурною діаграмою (рис. 10.9), яка показує залежність між сумарною масовою часткою вуглецю й кремнію та швидкістю охолодження (товщиною стінки відливки). Масова частка марганцю, фосфору й сірки в досліджуваному чавуні залишається незмінною. Поле діаграми розбите на п'ять ділянок. Ділянка I відповідає найбільшій швидкості охолодження, при якій створено умови для формування білого чавуну зі структурою перліт + вторинний цементит + ледебурит видозмінений. На ділянці V швидкість охолодження найменша, що сприяє повній графітизації та утворенню чавуну з феритною металеві основою, де практично весь вуглець знаходиться у вигляді графіту. Ділянка II зайнята половинчастим чавуном, в перлітній основі якого маємо вторинний цементит і графіт. Кількість зв'язаного вуглецю в половинчастому чавуні перевищує 0,8 %. Ділянка III містить чавун з перлітною основою й графітом. У цьому чавуні кількість зв'язаного вуглецю становить ~ 0,8 %. На ділянці IV маємо чавун зі структурою ферит + перліт + графіт. Тут кількість зв'язаного вуглецю менша за 0,8%.

I - білі чавуни зі структурою перліт + вторинний цементит + ледебурит видозмінений;

II – половинчасті чавуни, в перлітній основі яких є вторинний цементит і графіт (кількість зв'язаного вуглецю в половинчастому чавуні перевищує 0,8 %);

III - перлітні чавуни з перлітною основою й графітом (кількість зв'язаного вуглецю становить ~ 0,8 %);

IV - ферито-перлітні чавуни (ферит + перліт + графіт);

V - феритні чавуни (повна графітизація та утворення чавуну з феритною металеві основою, де практично весь вуглець перебуває у вигляді графіту).

Таким чином, регулюючи сумарну частку вуглецю і кремнію та швидкість охолодження, можна досягти у сірому чавуні бажаної структури металеві основи. Отже, змінюючи вміст і співвідношення постійних

домішок, можна в певних межах змінювати структуру чавуну та його властивості.

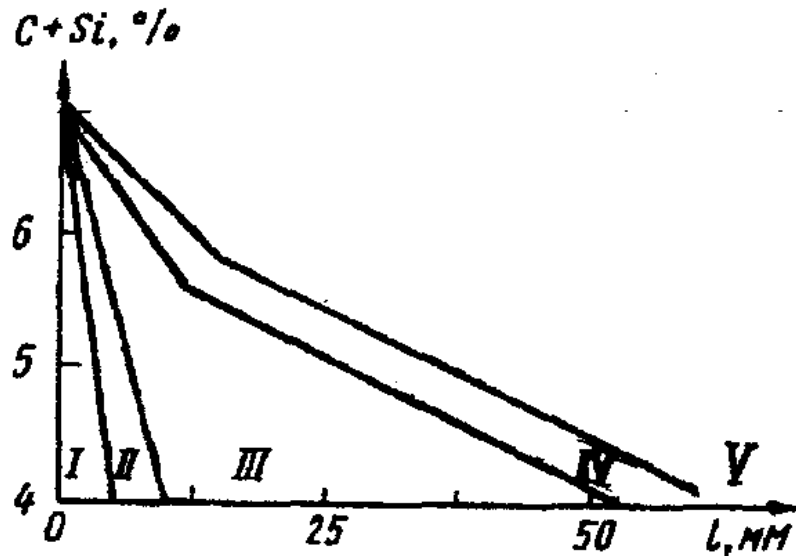


Рис. 10.9. Структурна діаграма для чавунів, яка показує вплив швидкості охолодження (товщини стінки відливки) і суми  $C + Si$  на структуру [5]:

### **Класифікація, маркування й призначення машинобудівних чавунів**

Механічні властивості чавунів в основному визначаються розмірами і формою графітних включень - пластинчастою (ГОСТ 1412—85), вермикулярною (ГОСТ 28394-89), агрегатною (пластівчастою) (ГОСТ 1215-79) або кулястою (ГОСТ 7293-85).

*Сірий чавун* (в яком частина вуглецю перебуває у вільному стані у вигляді графіту та має на зламі сірий відтінок) використовують для виготовлення корпусів та кришок редукторів, блоків та головок циліндрів двигунів, зірочок транспортерів та елеваторів, інших деталей сільськогосподарських машин.

Марки сірого чавуну - СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40. Числа, помножені на 10, означають межу міцності на розтяг в МПа. Сірі чавуни, основа яких складається з фериту, називають *феритними*, з фериту і перліту - *феритно-перлітними*, а з перліту - *перлітними*. Типовий склад сірих чавунів такий: 3,2-3,5 % C; 1,4-3,0 % Si; 0,4-0,6 % Mn; 0,10-0,125, 0,3-0,8 % P; решта - залізо. Границя міцності чавуну на розтяг становить 100-350 МПа, твердість 145-270 НВ, відносне видовження  $\delta = 0,2-0,8$  %, а ударна в'язкість не перевищує 0,1 МДж/м<sup>2</sup> (для порівняння, ударна в'язкість фериту досягає 2 МДж/м<sup>2</sup>).

Сірі чавуни з пластинчастою формою графіту (див. рис. 10.5, а) ви-

плавляють із спеціально підготовленої шихти у різних плавильних агрегатах (вагранках, електропечах). Структура цих чавунів зумовлюється повільним охолодженням і наявністю деяких домішок (переважно кремнію), що сприяють розпаду цементиту. Особливостями будови сірого чавуну зумовлюються його низькі механічні властивості. Оскільки графітні включення утворюють своєрідні порожнини та надрізи в металевій основі, чавун із пластинчастим графітом має низьку міцність і пластичність, погано витримує ударні навантаження. Механічні властивості чавунів зумовлюються в основному їх структурою, а не хімічним складом, тому ці властивості зазначають у марках чавунів. Наприклад, марка СЧ 15 позначає сірий чавун з границею міцності на розтяг 150 МПа.

Графітні включення пластівчастої і особливо кулястої форм (див. рис. 10.5, в, г) меншою мірою порушують металеву основу, тому такі чавуни мають значно більшу міцність і в'язкість, ніж звичайні сірі.

*Чавуни з вермикулярним графітом (ЧВГ).* Включення вермикулярного (червоподібного) графіту (див. рис. 10.5, б) більш компактні, ніж пластинчасті, характеризуються відношенням довжини до товщини від 2 до 10. Тому чавуни з такими графітними включеннями мають проміжне місце між сірими і ковкими чавунами. Чавуни з такими включеннями графіту одержують за спеціальною технологією в ливарному виробництві. У марці чавуну з вермикулярним (ЧВГ) графітом зазначають, як і в марці сірого, границі міцності  $\sigma_s$  (наприклад, ЧВГ 40).

*Ковкі чавуни* (чавуни з пластівчастою формою графіту) одержують шляхом тривалого відпалювання (томління) білих доевтектичних чавунів з вмістом 2,2-3,2% С, 0,7-1,5% Si, 0,2-0,6% Mn. У процесі томління цементит білого чавуну розпадається на ферит і пластівцевий графіт. Такий чавун має підвищену міцність та високу в'язкість. Відпал полягає у нагріванні і витримуванні при температурі 950-1000°C (від 3 до 15 год), повільному охолодженні в інтервалі температур 740-720 °С. Залежно від режиму томління ковкі чавуни мають феритну, феритно-перлітну і перлітну металеві основи з вкрапленнями пластівцевого графіту.

З ковких чавунів виготовляють корпуси трансмісії тракторів та автомобілів, пальці сінокосарок, картери редукторів, корпуси ведучих мостів зернозбиральних комбайнів, маточини коліс тощо.

Марки ковкого чавуну - КЧ30-6, КЧ35-10, КЧ37-12 (феритні), КЧ45-6, КЧ50-4, КЧ60-3 (феритно - перлітні) тощо. Розшифрування КЧ30-6: К - ковкий, Ч - чавун, 30 - межа міцності на розтяг 300 МПа ( $30 \text{ кг/мм}^2$ ), 6 - відносне видовження 6%.

*Високоміцний чавун* (чавун з кулястим графітом) отримують

подвійним модифікуванням сірого чавуну. Для цього у рідкий чавун перед заливанням у форми додають два модифікатори - феросиліцій для створення великої кількості центрів графітизації та магній або церій для отримання кулястої форми графіту (див. рис. 10.5, г). Структура високоміцного чавуну складається з феритної, феритно - перлітної (див. рис. 10. 6, є) чи перлітної металевої основи. За своїми механічними властивостями високоміцний чавун переважає сірий і ковкий. Використовується для виготовлення колінчастих валів двигунів, зубчастих коліс тощоших відповідальних деталей машин.

Марки високоміцного чавуну Ч45, ВЧ50, ВЧ60. Розшифровується ВЧ45 так: В - високоміцний, Ч- чавун, 45 - межа міцності на розтяг 450 МПа ( $45 \text{ кг/мм}^2$ ).

**Леговані чавуни та їх призначення.** Чавуни, які вмістять спеціальні елементи (Х - хром, С - кремній, Г - марганець, Н - нікель, Д - мідь, М - молібден, Т - титан, Ю - алюміній, Ш - вказує що чавун має кулястий графіт), мають назву „леговані чавуни” та поділяються на *корозійностійкі, жаростійкі і жароміцні, зносостійкі, немагнітні та інші.*

*Корозійностійкі.* Приклади таких чавунів: нірезит (містить додатково 14 % Ni, 2 % Cr, 7 % Cu), нікросилал (містить 5 % Si, 18 % Ni, 2 % Cr тощо). Для підвищення корозійної стійкості кременисті чавуни додатково легують молібденом (ЧС15М4, ЧС17М3). У лугах високу корозійну стійкість мають нікелеві чавуни, наприклад аустенітний чавун ЧН15Д7.

*До жаростійких* належать чавуни, леговані силіцієм (ЧС13, ЧС15, ЧС17) і хромом (ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32). Вони досить стійкі в сірчаній, азотній і багатьох органічних кислотах. Жаростійкий чавун - чугаль містить 20-25% алюмінію. Жаростійкість чавунів підвищують легуванням силіцієм (ЧС4) або хромом (ЧХ32). Високу жаростійкість мають аустенітні чавуни - сірий ЧН15Д7 і з кулястим графітом ЧН11Г7Ш.

*Як жароміцні* використовують аустенітні чавуни з кулястим графітом ЧН19Х3Ш і ЧН11Г7Ш.

*Немагнітні чавуни* - нікель-марганцевий (містить 7- 10 % Mn, 7-9 % Ni) або марганцево-мідний (містить 9,8 % Mn і 1,2-2,0 % Cu) - використовують для виготовлення кожухів і бандажів електричних машин.

Леговані чавуни потрібні у випадку, коли вилівок, окрім міцності, має забезпечити певний рівень специфічних властивостей, наприклад хімічну або корозійну стійкість, зносо-, жаростійкість тощо.

## ЛЕКЦІЯ № 11. Основи термічної обробки

### *Теорія термічної обробки вуглецевих сталей та чавунів*

**Термічною обробкою** називається сукупність операцій нагрівання, витримування й наступного охолодження заготовок або готових виробів за певними режимами з метою зміни їх структури і надання їм потрібних механічних, фізичних або хімічних властивостей. В основі термічної обробки сталей лежать перетворення, що відбуваються в них під час нагрівання й охолодження.

Термічно обробляють відливки, поковки, напівфабрикати (отримані вальцюванням, волочінням або пресуванням), зварні вироби, деталі машин та інструменти різного призначення. Термічну обробку застосовують або як проміжну операцію для поліпшення технологічних властивостей (оброблюваності тиском чи різанням), або як прикінцеву операцію технологічного процесу для досягнення певних експлуатаційних властивостей матеріалу. Чим складніша й відповідальніша конструкція виробу, тим більша частка в ньому термооброблених деталей.

### **Загальні положення**

У сучасному машинобудуванні *термічна обробка* є найбільш поширеним способом зміни структури та властивостей металів і сплавів. Це технологічний процес теплової обробки металів і сплавів з метою зміни структури та властивостей шляхом нагрівання і охолодження. Результатом термічної обробки є зміцнення або знеміцнення сплаву (сталі). Проте термічна обробка ефективно впливає на властивості лише тих сплавів, які мають не менше двох фаз, здатних до перетворення при нагріванні і охолодженні. Так, залізобуглецеві сплави (сталі) мають дві поліморфні модифікації: на основі  $\alpha$ -заліза (ОЦК-гратка) і  $\gamma$ -заліза (ГЦК-гратка), які зумовлюють можливість проведення термічної обробки сталей. Наукові основи термічної обробки було закладено Д. К. Черновим у 1868 р. відкриттям критичних температур (точок  $A_1$  і  $A_3$ ), за яких відбуваються фазові перетворення при нагріванні і охолодженні сталі, та побудовою на їх основі діаграми стану системи залізо - вуглець. Користуючись діаграмою стану, визначають області структурних перетворень і лінії (температури) їх рівноваги.

Будь-яка операція термічної обробки - це нагрівання металу до певної температури ( $t$ ) з потрібною швидкістю ( $V_n$ ), витримування за цієї температури протягом певного часу ( $\tau$ ) й охолодження із заданою швидкістю ( $V_{ox}$ ). Графіком температура - час може бути охарактеризований будь - який процес термічної обробки. Термічна



обробка може бути простою або складною (рис. 11.1; 11.2).

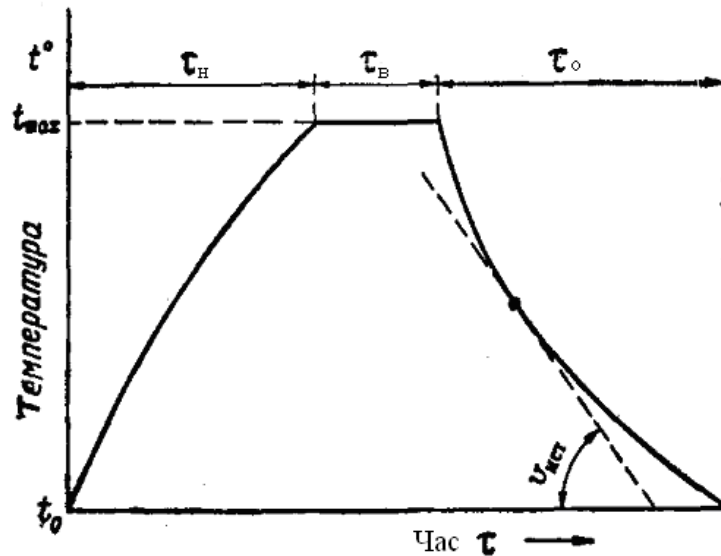


Рис. 11.1. Проста термічна обробка [13]:

$\tau_H$  - час нагріву до певної температури;  $\tau_B$  - час витримки при певній температурі;  $\tau_o$  - час охолодження

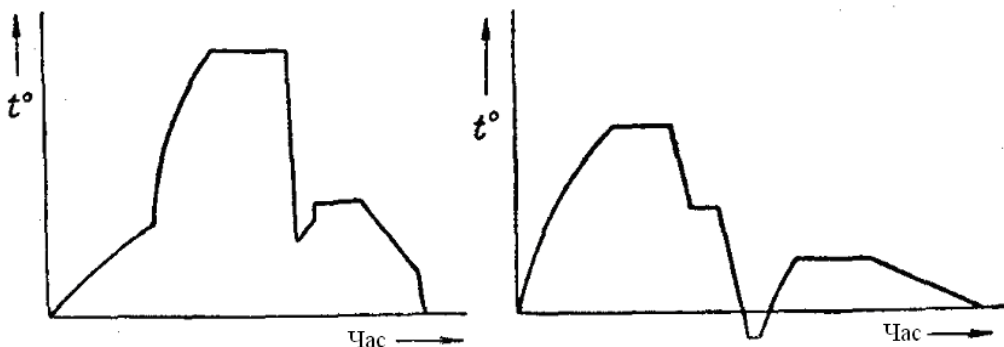


Рис. 11.2. Складна термічна обробка [13]

Залежно від температури нагрівання розрізняють обробку з нагріванням до температур вище і нижче температури фазових перетворень ( $T_n$ ). Температура нагрівання та швидкість охолодження визначають вид термічної обробки.

Так (рис. 11.3), нагрівання вище температури фазових перетворень ( $T_2$ ) і подальше повільне охолодження призводять до фізико-хімічної та структурної рівноваги сталі.

Такі операції називають *відпалюванням*. Швидке ж охолодження заважає утворенню рівноважної структури, й таку операцію називають *гартуванням*. Нагрівання до температури нижче за температуру фазових перетворень ( $t_1$ ) сприяє наближенню до стану рівноваги. Вплив швидкості охолодження при цьому

незначний. Такі операції термічної обробки називають *відпуском*.

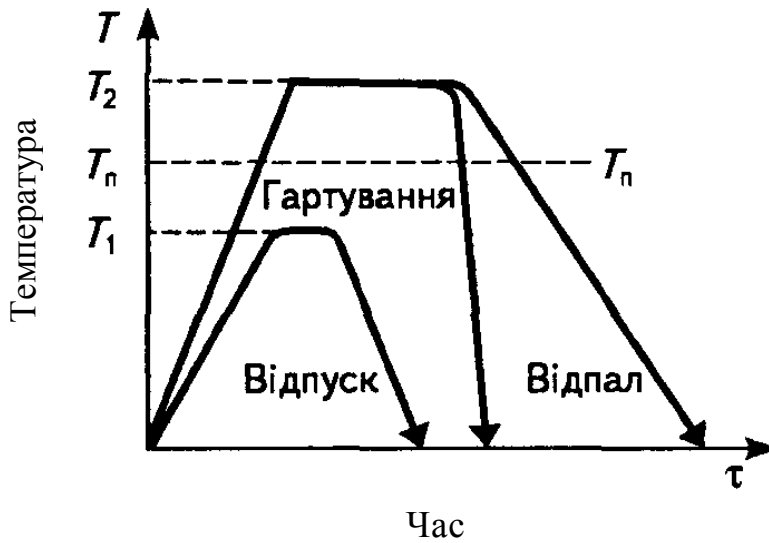


Рис. 11.3 Схематичне зображення різних видів термічної обробки [1]:

$T_1$  - температура відпуску;  $T_n$  - температура перетворення;

$T_2$  - температура гартування або відпалу

### **Класифікація видів термічної обробки за О. Бочваром**

Процеси термічної обробки характеризуються не лише температурою і тривалістю нагрівання, швидкістю нагрівання і охолодження, загальною тривалістю виробничого циклу. Вид термічної обробки перш за все визначає тип фазових і структурних змін у металі. Виходячи з цього, О. Бочвар розробив класифікацію, яка охоплює численні різновиди термічної обробки чорних і кольорових металів і сплавів.

Згідно з чинною класифікацією (рис. 11.4.) види термічної обробки поділяють на 5 груп.

Зміна властивостей сплаву, що вноситься термічною обробкою, повинна бути залишковою, інакше не було б необхідності в термообробці.

Щоб змінити властивості сплаву, необхідно, щоб у сплаві при нагріванні, витримуванні або охолодженні відбулися зміни, що залишаються, обумовлені фазовими перетвореннями. Якщо метал знаходився в структурно нерівноважному стані (у результаті попередньої обробки), то при нагріванні внаслідок збільшення рухливості атомів можна наблизити метал до рівноважного стану та змінити його властивості. У цьому випадку термічна обробка можлива, хоча діаграма станів показує, що при нагріванні в сплаві не

відбувається фазових перетворень. Можлива так само обробка сплаву при високих температурах шляхом насичення його поверхні іншою речовиною.

З огляду на сказане можна всі види термічної обробки класифікувати на п'ять великих груп.

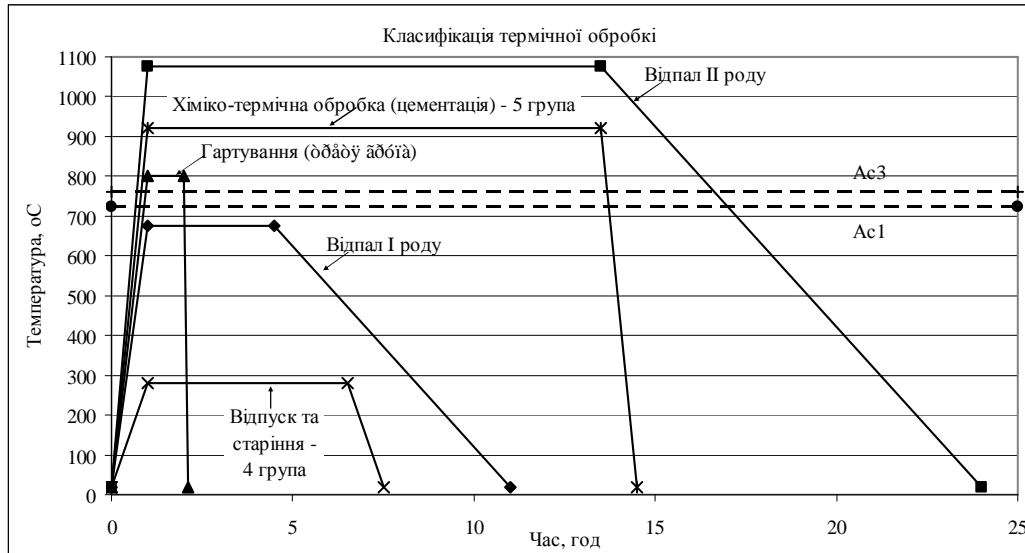


Рис. 11.4. Класифікація видів термічної обробки

**Перша група.** Попередня обробка могла привести метал у нестабільний (нестійкий) стан. Холодна пластична деформація викликала наклеп - деформування кристалічних ґраток. При кристалізації не встигли пройти дифузійні процеси, і склад металу навіть в одному зерні виявляється неоднорідним. Швидке охолодження або нерівномірне додавання напруження викликає нерівномірний розподіл пружної деформації. Отриманий таким чином нестабільний (нестійкий) стан практично для більшості металів при кімнатній температурі зберігається тривалий час, оскільки тепловий рух атомів при кімнатній температурі недостатній для переходу в стійкий стан.

Нагрівання (підвищення швидкості теплового руху атомів) веде до того, що процеси, що приводять метал у стійкий стан (зняття напружень, зменшення деформації кристалічних ґраток, рекристалізація, дифузія), досягають помітних швидкостей.

*Термічна обробка, полягає в нагріванні металу, який має нестабільний (нестабільний) стан, отриманий у результаті тих чи інших попередніх обробок, і що приводить його в більш стійкий стан, називається відпалом.*

**Друга група.** Якщо у сплавах при нагріванні має місце фазове

перетворення (алотропічне перетворення, розчинення другої фази тощо), то нагрівання вище певної критичної температури викликає зміну в будові сплаву. При наступному охолодженні відбудеться зворотне перетворення. Якщо охолодження відбувається досить повільно, то перетворення відбувається повною мірою, фазовий склад відповідатиме рівноважному стану.

Таку обробку відносимо до другої групи. Особливістю її є нагрівання вище температур фазового перетворення й охолодження з малою швидкістю, що приводить сплав до структурної рівноваги. Така термічна обробка називається також *відпалом*. Щоб відрізнити її від обробки першої групи, її можна назвати *відпалом* другого роду або фазовою перекристалізацією.

**Третя група.** Якщо в сплаві при нагріванні відбуваються фазові зміни, то повнота зворотнього (при охолодженні) перетворення залежить від швидкості охолодження. Теоретично можна собі уявити такі умови охолодження, за яких зворотнього перетворення зовсім не відбудеться, і при кімнатній температурі в результаті швидкого охолодження зафіксується стан сплаву, характерний для високих температур. Такий вид термічної обробки називають *загартування*. У багатьох випадках загартування не повністю або зовсім не фіксує стану сплаву, стійкого при високих температурах. Тому крайній випадок загартування, коли фіксується стан сплаву, характерний для високих температур, називається *повним загартуванням* на відміну від загартування в більш широкому розумінні, коли фіксується не стан сплаву при високій температурі, а деяка стадія структурного перетворення, при якій у сплаві не досягається ще рівноважного стану. Між обробкою другої і третьої груп є спільне. В обох випадках сплав нагрівається вище температури фазового перетворення, і остаточно будову метал отримує в результаті перетворення при наступному охолодженні. Однак між обома видами мається є принципова різниця. За другою групою термічної обробки метою охолодження є наближення сплаву до рівноважного стану, тому охолодження, ведеться повільно. За третьою групою термічної обробки охолодження ведеться швидко з метою віддалення структурного стану сплаву від рівноважного.

**Четверта група.** Стан загартованого сплаву нестійкий. Навіть без усякого температурного впливу в сплаві можуть відбуватися процеси, що наближають його до більш рівноважного стану. Нагрівання сплаву, що веде до більшої рухливості атомів, сприяє прискоренню таких перетворень. У результаті підвищення температури загартований сплав усе більше наближається до рівноважного стану.

Така обробка, тобто нагрівання загартованого сплаву нижче температури рівноважних фазових перетворень, називається **відпуском**. Відпуск, якщо він відбувається при кімнатній температурі (тобто термообробка замінюється витримкою при кімнатній температурі) або при незначних температурах нагрівання, часто називають *старінням*.

Між відпалом першого роду і відпуском є дещо спільне. В обох випадках обробка наближає сплав до структурної рівноваги. В обох випадках початкову стадію характеризує нестійкий стан сплаву, проте для відпалу першого роду він досягається попередньою обробкою, при якій, однак, не відбувалося фазових перетворень, а для відпуску - попереднім загартуванням. Отже, відпустк є завжди вторинною операцією, що застосовується після загартування.

**П'ята група.** Здатність металів розчиняти в собі різні елементи дозволяє при підвищених температурах атомам речовини, що оточує поверхню металу, дифундувати в середину нього, створюючи поверхневий шар зміненого складу. Температурний фактор у цих процесах відіграє важливу роль, тому їх не можна звести лише до хімічної обробки. Обробка, у результаті якої змінюється склад поверхневих шарів металу, називається **хіміко-термічною обробкою**.

Різні види хіміко-термічної обробки визначаються тим, якими хімічними елементами насичують метал.

### **Термічна обробка і діаграма стану**

При термічній обробці відбувається перетворення, що протікає в часі, і неможливо встановити, які зміни вносить час, якщо невідомий стійкий стан сплаву.

Діаграма стану в першу чергу дає відповідь, яким видам термічної обробки може бути підданий сплав, і, в яких температурних інтервалах їх варто проводити.

Для обробок за другою (відпал другого роду), третьою (гартування) та четвертою (відпуск та старіння) групами в сплаві повинні відбуватися фазові перетворення у твердому стані, тобто при нагріванні повинні відбуватися або значні зміни розчинності, або алотропічні перетворення.

У випадку діаграми стану, наведеної на рис. 11.5, а, всі сплави, що лежать ліворуч точки  $F$  (рис. 11.5 а), не мають перетворень у твердому стані, і для них неможлива термічна обробка за другою (відпал другого роду), третьою (*загартування*) або четвертою (*відпуск*) групою. У будь-якому сплаві, що лежить праворуч точки  $F$ , при нагріванні відбувається розчинення надлишкової фази (у даному випадку фази  $B$  у  $\alpha$ -твердому розчині) і загартування може привести до фіксації пересиченого твердого розчину (третья група термічної обробки), а подальше

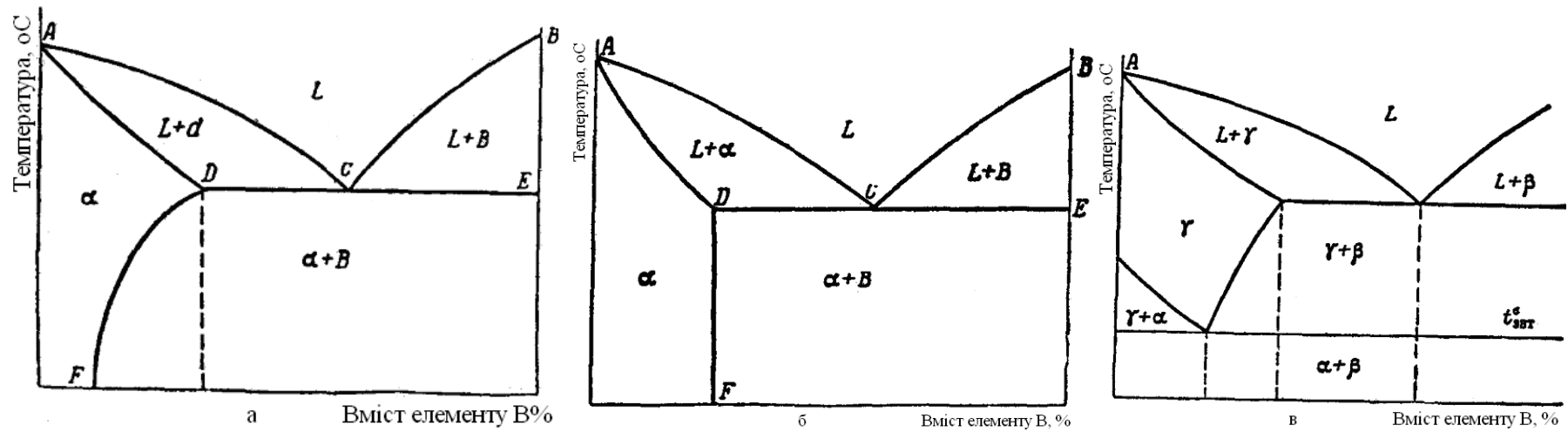


Рис. 11.5. Схема впливу типу діаграми стану сплаву на види термічної обробки металу [13]

а – термічна обробка за 2, 3, 4, 5 групою; б - термічна обробка за 5 групою; в - термічна обробка за 2, 3, 4 групою

нагрівання може викликати виділення надмірної фази (4 група термічної обробки - *відпуск*).

Слід зазначити, що у всіх сплавах, що лежать між точками  $F$  і  $D$ , нагрівання може викликати повне розчинення надлишкової  $B$ -фази й одержання при високих температурах однорідного  $\alpha$ -розчину. У процесі термічної обробки в такого сплаву братиме участь уся структура. Для сплавів, що лежать праворуч точки  $D$ , частина  $B$ -фази залишається нерозчиненою і ця частина структури не бере участі у процесах термічної обробки. Найбільш ефективно термічна обробка впливає на сплав, що відповідає по концентрації точці  $D$ .

Незважаючи на подібність за зовнішнім виглядом діаграми на рис. 11.5, б з попередньою діаграмою (рис. 11.5 а), жоден зі сплавів цієї діаграми не може бути підданим відпалюванню другого роду, загартуванню або відпуску. Вертикальна лінія  $DF$  показує відсутність зміни розчинності при зміні температури і тому фазові перетворення у всіх сплавів відсутні.

Усі сплави, що кристалізуються за діаграмою стану, зображеною на рис. 11.5 в, можуть бути піддані термічній обробці за другою (*відпал другого роду*), третьою (*загартування*) або четвертою (*відпуск*) групами.

При кімнатній температурі всі сплави складаються з  $\alpha+\beta$ -фаз. При евтектоїдній температурі ( $t^{\circ}_{\text{евт}}$ )  $\alpha$  та  $\beta$  фази перетворюються в  $\gamma$  - фазу. Наступне охолодження визначає вид термічної обробки – відпал (повільне охолодження) або загартування (швидке охолодження). Термічна обробка за другою (відпал 2 роду) і третьою (гартування) групами можлива лише за умови нагрівання вище температури фазової перекристалізації ( $t^{\circ}_{\text{евт}}$ ) утворення  $\gamma$  - твердого розчину.

Для п'ятої групи термічної обробки (ХТО) необхідно, щоб була розчинність елемента, що дифундує, у металі, тобто щоб насичуючий компонент  $B$  міг би утворювати з металом  $A$ , що насичується, сплави з областю розчинності  $B$  у  $A$ . Сплави, що мають діаграму стану, зображену на рис. 11.5 а і б, і область твердого розчину поблизу компонент  $A$  (тому можлива обробка за п'ятою групою ХТО з насиченням металу  $A$  компонентом  $B$ ). Для сплавів, що мають діаграму стану, зображену на рис. 11.5, в, дифузія  $B$  у  $A$  можлива, але лише при температурах вище  $t^{\circ}_{\text{евт}}$ , коли в даній системі існує компонент  $A$  у високотемпературній модифікації  $\gamma$ . Нижче  $t^{\circ}_{\text{евт}}$  компонент  $A$  знаходиться у формі  $\alpha$ , що не розчиняє  $B$ , і насичення при температурах нижче  $t^{\circ}_{\text{евт}}$  поверхні шляхом дифузії  $B$  у  $A$  неможливе.

Наведена вище інформація дозволить дати короткі визначення основних термінів різних видів термічної обробки.

*Відпал першого роду* (перша група) — термічна операція, що полягає в нагріванні металу (для сталі нижче температури початку утворення аустеніту -  $t_{ac1}$ ), що має нестійкий стан, отриманий попередніми видами обробки і повільному охолодженні, що приводить метал у більш стійкий стан.

*Відпал другого роду* (друга група) - термічна операція, що складається з нагрівання вище температури перетворення (для сталі  $> t_{ac1}$ ) з наступним досить повільним охолодженням для одержання структурно стійкого стану сплаву.

*Загартування* (третя група) - термічна операція, що полягає в нагріванні вище температури перетворення з наступним досить швидким охолодженням для одержання структурно хитливого стану сплаву.

*Відпуск і старіння* (четверта група) - термічна операція, що полягає в нагріванні загартованого сплаву нижче температури перетворення для одержання структурно більш стійкого стану сплаву.

*Хіміко - термічна обробка* (п'ята група) - термічна операція, що полягає в нагріванні сплаву у відповідних хімічних реагентах для зміни складу поверхневих шарів. Хіміко-термічна обробка поєднує в собі операції термічного і хімічного впливу з метою зміни хімічного складу, структури та властивостей поверхневого шару металу або сплаву. Різновиди хіміко-термічної обробки: цементація, азотування, нітроцементація, борування, дифузійна металізація тощо.

*Історичний екскурс.* Аналіз археологічних знахідок дозволяє зробити висновок про час появи і характер перших операцій термообробки. В перехідний період від кам'яного століття до бронзового (в епоху енеоліту) за 3-4 тис. років до н.е. з'явилися перші металеві вироби, які були отримані ковкою самородної міді за допомогою кам'яного молота.

Застосовуючи холодне кування, первісна людина зіткнулася з явищем *наклепу*, яке дозволило одержувати більш тверді металеві знаряддя праці і зброю. Разом з тим наклеп утрудняв виготовлення виробів з тонкими лезами і гострими наконечниками. Для відновлення пластичності стародавній коваль повинен був нагрівати холодно ковану мідь у вогнищі. Без такого нагрівання не можна було обійтися і при виготовленні методом кування тонких мідних, а пізніше і бронзових, листів. Ці листи йшли на виготовлення посуду, що вироблявся в значних кількостях у II тисячолітті до н.е. (у бронзовому столітті). Таким чином, *рекристалізаційний відпал* за часом появи був



*першою операцією* термічної обробки металу і використовувався вже в III і II тисячоліттях до н.е.

Загартування і цементация з'явилися пізніше за відпал, оскільки їх можна було відкрити тільки на високовуглецевому залізі (сплаві). Металургійне виробництво заліза почалося в II тисячолітті до н.е. Залізо виробляли тоді сиродутим способом безпосередньо із залізняку. Через низький вміст вуглецю зброю з такого заліза не можна було зміцнити гартуванням, а сталь була отримана значно пізніше.

У ранній період використання заліза гартування з'явилося одночасно з цементациєю. Нагріваючи заготовку для гарячого кування в деревному вугільному горні, тобто проводячи насичення вуглецем, і потім охолоджуючи її у воді, коваль зіткнувся з різким поліпшенням якості зброї і знарядь праці, виготовлених із заліза.

Таким чином, цементация і гартування з'явилися в кінці II тисячоліття до н. е., а починаючи з першої половини I тисячоліття до н. е., вони використовувалися вже вельми широко.

У середні століття термічна обробка була поширена повсюдно. Застосовувалися найрізноманітніші технологічні операції: гартування в рідині, гартування в повітряному струмені, місцеве гартування лез, низький, середній і високий відпуск, цементация, захист сталі від зневуглецювання при нагріванні, рекристалізаційний відпал тощо.

У Київській Русі основна маса сталевих виробів піддавалася термообробці. Мікроскопічне вивчення, рентгенівський аналіз і вимірювання мікротвердості близько 750 археологічних знахідок з шарів VIII-XV ст. показали, що 90% досліджених сталевих знарядь праці та зброї знаходилися в термічно обробленому стані, з них 30% були загартовані, а інші - загартовані та відпущені. Цементация в деревному вугіллі або органічній речовині застосовувалася до ножів, мечів, списів, напилків, різців та інших інструментів.

*Процес старіння* був відкритий в 1906 р. німецьким інженером А. Вильмом (1869-1937 рр.) на винайденому ним дуралюмінії, який згодом став найважливішим видом зміцнюючої термообробки кольорових сплавів.

## ЛЕКЦІЯ № 12. Перетворення при термічній обробці сталі

### *Перетворення в сталі при її нагріванні. Термодинамічні основи перетворень при нагріванні сталей*

Основою всіх перетворень є прагнення системи до мінімуму вільної енергії. Фазові перетворення в сталі відбуваються внаслідок зміни умов (наприклад, температури), коли один стан системи стає менш стабільним за інший. Розрізняють такі основні структурні стани під час термічної обробки сталі:

- аустеніт (А) - твердий розчин вуглецю (С) в  $\gamma$ -залізі  $Fe_\gamma$ ;
- мартенсит (М) - перенасичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі  $Fe_\alpha$  (С);
- перліт (П) - евтектоїдна суміш фериту (Ф) і цементиту  $Fe_\alpha + Fe_3C$ .

У процесі нагрівання та охолодження ці структури переходять одна в одну (рис. 12.1) за рахунок зміни запасу внутрішньої вільної енергії (F). На рис. 12.1 - це температура, за якої запаси вільної енергії аустеніту і мартенситу однакові, точка S за діаграмою стану Fe -  $Fe_3C$  (рис. 12.2) відповідає температурі  $A_1 = 727^\circ C$ .

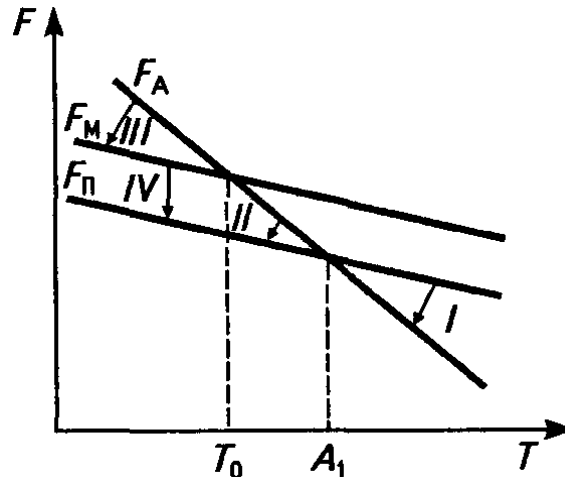


Рис. 12.1. Зміна вільної енергії (F) аустеніту ( $F_A$ ), мартенситу ( $F_M$ ) та перліту ( $F_P$ ) залежно від зміни температури [1].

*Перетворення перліту в аустеніт (П → А) відбувається за нагрівання сталі, згідно (рис. 12.2) лівої частини діаграми Fe -  $Fe_3C$ , вище за температуру критичної точки  $A_1$  ( $727^\circ C$ , лінія PSK).*

Перліт - неоднорідна (гетерогенна) структура, а аустеніт - однорідна (гомогенна). Тому за нагрівання вище  $727^\circ C$  мають відбуватися процеси дифузії атомів вуглецю для досягнення концентрації 0,8 %. Для цього потрібні час і перегрівання вище за температуру  $A_1$ . Швидкість перетворення зростає при підвищенні температури.

При нагріванні евтектоїдної сталі (0,8 % С) вище за точку  $A_1$

(740-800 °C) на межі фериту і цементиту починається перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$  з утворенням низьковуглецевого аустеніту, в якому розчинюється цементит (рис. 12.3, б, в).

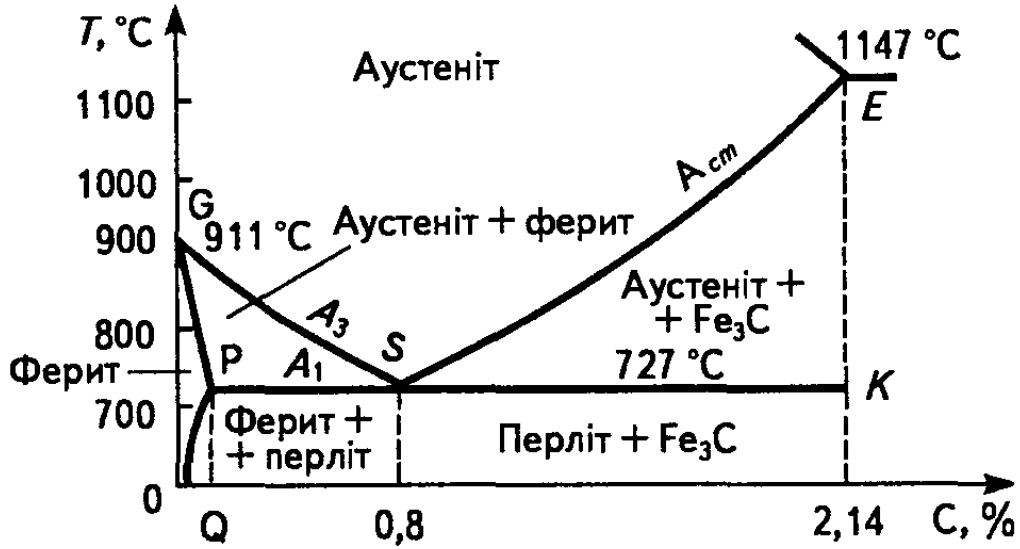


Рис. 12.2. Нижня ліва частина (сталева ділянка) діаграми стану Fe — Fe<sub>3</sub>C [1]

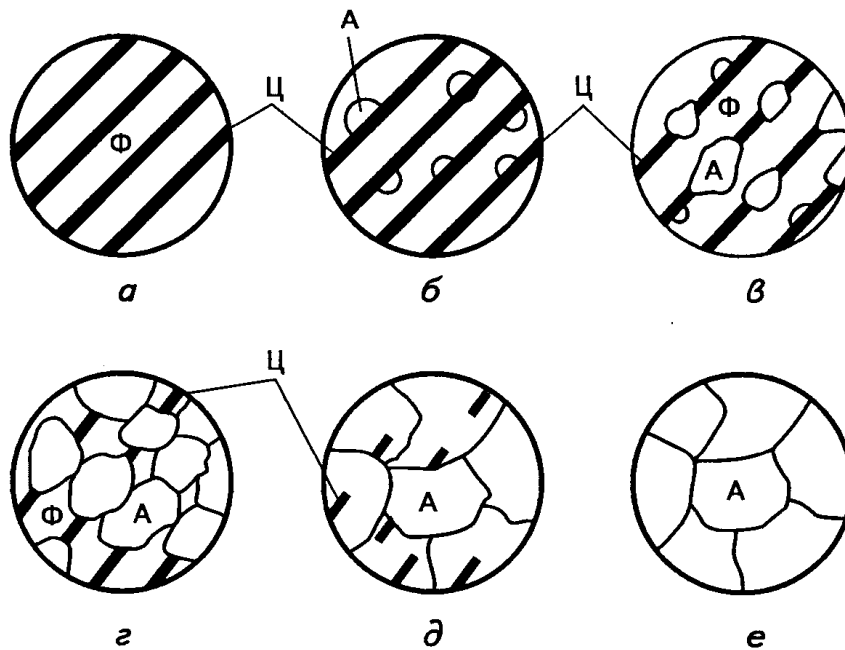


Рис. 12.3. Схема утворення зерен аустеніту під час перетворення перліту при нагріванні сталі [1]

Перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$  відбувається швидше, ніж розчинення цементиту. Тому, коли вся  $\alpha$ -фаза (ферит) перетвориться на  $\gamma$ -фазу (аустеніт), частина цементиту залишиться нерозчиненою (рис. 12.3, д),

і лише після розчинення всього цементиту перетворення закінчується (рис. 12.3, е). Проте аустеніт, що утворився, має досить нерівномірну концентрацію вуглецю, яка зменшується від центру до периферії зерна. Лише після тривалого нагрівання або підвищення температури внаслідок дифузії аустеніт стає однорідним щодо вмісту вуглецю.

Доевтектоїдні сталі за температур вище температури  $A_1$  мають структуру аустеніт + ферит і лише вище за температури  $A_3$  (лінія GS діаграми) набувають однорідної структури аустеніту.

У разі нагрівання заевтектоїдних сталей вище  $A_1$  (подібно до евтектоїдних) перліт спочатку перетворюватиметься на аустеніт, а з підвищенням температури вторинний цементит розчинюватиметься в аустеніті. Вище температури  $A_{cm}$  (крива SE діаграми) розчинення цементиту закінчується і утворюється однорідний аустеніт. Оскільки аустеніт утворюється на межі фериту і цементиту, то утворювання перліту з дрібною структурою і з більшою протяжністю границь зерен відбувається швидше.

У виробничих, як правило, нерівноважних умовах нагрівання (на відміну від розглянутих рівноважних) температура перетворення перліту в аустеніт перевищує  $A_{c1}$ , про що засвідчує діаграма ізотермічного перетворення (рис. 12.4), побудована в координатах температура  $t$  - час  $\tau$ . Для побудови діаграми використані дані випробовувань зразків евтектоїдної сталі, кожен з яких нагрівали до заданої температури, що перевищувала  $A_{c1}$ , витримували при цій температурі й реєстрували час початку та кінця перетворення перліту П в аустеніт А. З'єднавши точки початку перетворення (на рисунку не показані), отримували лінію I і, з'єднавши точки кінця перетворення, - лінію II. Лівіше лінії I маємо перліт, правіше лінії II - аустеніт, а між цими лініями - обидві названі структури: перліт + аустеніт. Щоб отримати якісну картину перетворень, на діаграму нанесено швидкості нагрівання  $v_1, v_2, v_3$  у вигляді прямих. Очевидно, що  $v_1 < v_2 < v_3$ .

При найнижчій швидкості нагрівання  $v_1$ , спостерігаємо незначне перегрівання перліту відносно  $A_1$  і порівняно велику тривалість до початку перетворення перліту у вигляді відрізка часу між віссю ординат і точкою 1. Закінчується перетворення в точці 2. Зі збільшенням швидкості нагрівання до  $v_2$ , а згодом і до  $v_3$ , бачимо, що температура перетворення істотно зростає, а тривалість процесу зменшується. Криві I і II з часом асимптотично наближаються до критичної температури  $A_1$ , і на нескінченості зливаються з нею. Співпадіння кривих початку й кінця перетворення з критичною температурою  $A_1$ , відповідає рівноважному перетворенню перліту.

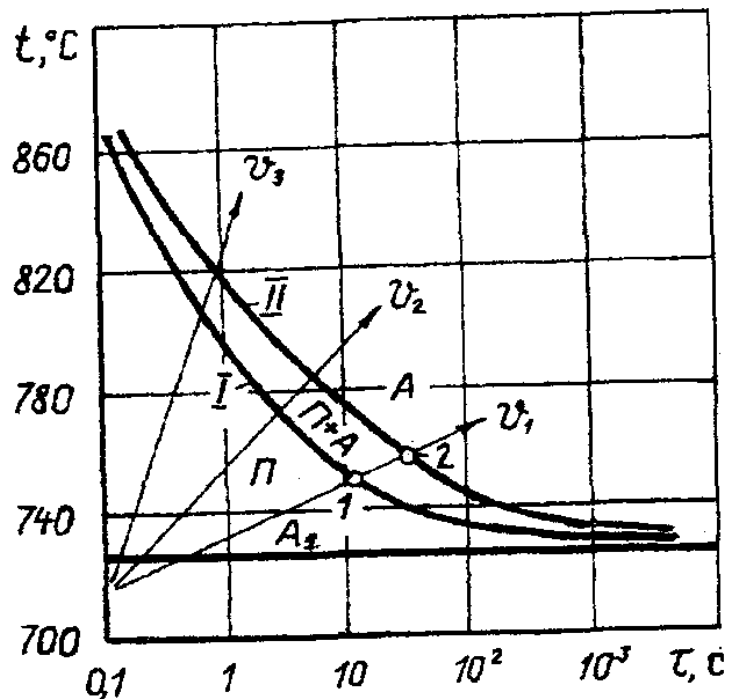


Рис. 12.4. Діаграма ізотермічного перетворення перліту в аустеніт (сталь евтектоїдна) [5]:

I і II відповідно початок і кінець перетворення перліту (П) в аустеніт (A); 1,2 - точка початку й кінця перетворення перліту в аустеніт;  $v_1$ ,  $v_2$ ,  $v_3$  - швидкість нагрівання

Після повного розпаду перліту вуглець нерівномірно розподілений в зернах аустеніту. Його більше там, де перед тим були пластинки (зерна) цементиту. Дифузія поступово вирівнює склад аустеніту.

*Ріст зерна аустеніту.* Зародки майбутніх зерен аустеніту виникають у перлітних колоніях на границях між феритом й цементитом. Оскільки в кожній колонії зароджується декілька центрів нових кристалів, то очевидно, розпад перліту супроводжується здрібненням зерен сталі. Їх розмір наприкінці перетворення перліту в аустеніт визначає величину початкового зерна аустеніту  $d_A$  (рис. 12.5). Подальше підвищення температури нагрівання й тривалості витримки в однофазовій аустенітній області спричинює ріст зерен аустеніту, що нагадує збиральну рекристалізацію. Залежно від схильності зерен аустеніту до росту під час нагрівання сталі поділяють на спадково дрібнозернисті та спадково крупнозернисті.

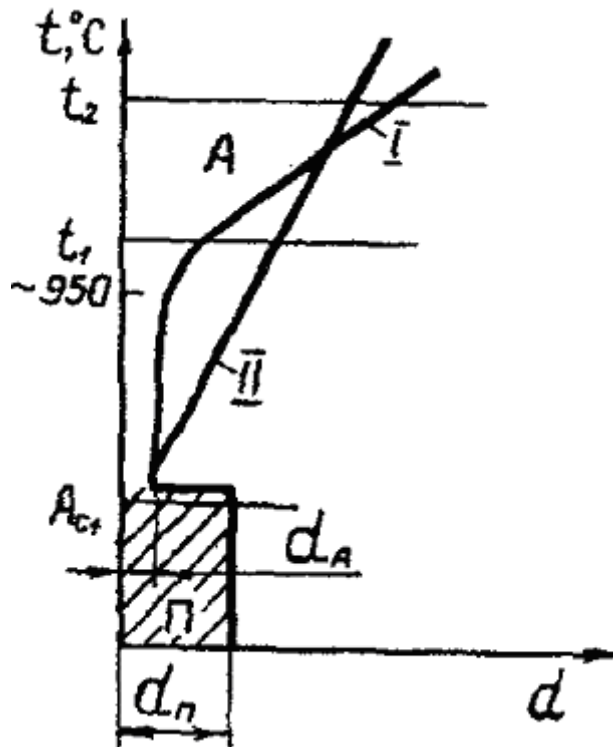


Рис. 12.5. Вплив температури нагрівання  $t$  на величину зерна  $d$  аустеніту спадково дрібно- (I) і крупнозернистої (II) сталі [5]:

$d_A$  - розмір початкового зерна аустеніту (A);

$d_{\Pi}$  - розмір вихідного зерна перліту (П)

У спадково дрібнозернистих сталях упродовж нагрівання до 950- 1000 °С зерна незначно ростуть (крива I), а подальше підвищення температури інтенсифікує цей ріст. Швидкість росту зерен аустеніту залежить від способу розкислення та наявності в сталі легувальних елементів. Сталі, розкислені алюмінієм, мало схильні до росту зерна аж до температур 950-1000°С. Це спричиняють дрібні частинки нітриду алюмінію  $AlN$ , розташовані по границях зерен аустеніту. При температурі понад 1000 °С нітрид алюмінію розчиняється, й зникають перешкоди для росту зерна. Майже всі карбідоутворюючі елементи, за винятком марганцю, також гальмують ріст зерна. Що більш дисперсні карбіди, то більше перепон для росту зерна аустеніту вони створюють.

У спадково крупнозернистих сталях зерна ростуть навіть після незначного перегрівання (крива II). Ростові сприяють марганець і фосфор. Сталі, розкислені лише феромарганцем або феромарганцем й феросиліцієм, належать до спадково крупнозернистих. Отже, у спадково дрібнозернистій сталі при температурах, вищих  $A_{c1}$ , зерно аустеніту (A) дрібніше (крива I), ніж у спадково крупнозернистій (крива II). Лише в точці перетину кривих I і II величини зерен обох сталей рівні, а під час подальшого підвищення температури,

наприклад до  $t_2$ , зерно спадково дрібнозернистої сталі стає навіть більше від зерна спадково крупнозернистої.

Спадковість зерна залежить від хімічного складу сталі, умов виплавки та кристалізації, неметалевих вкраплень тощо. Такі елементи, як V, Ti, Mo, W, Al сприяють зменшенню росту зерна, а Mn, P - збільщенню.

Оскільки поняття „спадковість зерна” вказує на схильність аустенітного зерна до зростання з підвищенням температури, то введено також поняття „дійсне зерно”.

*Дійсна величина зерна* - це розмір зерна при кімнатній температурі, отриманий після тієї або іншої термообробки. Із крупного зерна аустеніту утворюється, як правило, крупне дійсне зерно.

Розміри зерна аустеніту на практиці визначають за стандартними методиками: цементацією, окисленням, за феритною або цементитною сіткою, протравлюванням границь зерен спеціальними травниками і співставленням одержаних структур зі стандартними шкалами бальності (рис. 12.6).

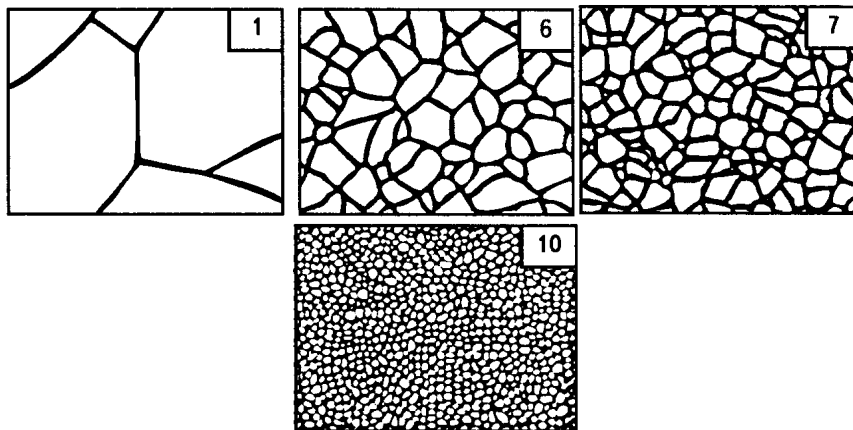


Рис. 12.6. Шкала для визначення розміру зерна (цифра - бал зерна) [1]

Величина зерна аустеніту помітно впливає на властивості сталі. Із великого зерна аустеніту утворюється крупнозерниста структура продуктів розпаду під час охолодження. Дрібнозернисті сталі дещо міцніші і пластичніші, а крупнозерниста структура спричинює помітне зниження ударної в'язкості.

Необгрунтовано вибраний режим нагрівання може призвести до перегрівання або перепалювання сталі.

Дрібні зерна аустеніту, що утворилися спочатку, з підвищенням температури збільшуються. Особливо інтенсивно вони зростають при температурах, вищих за точки  $A_{c3}$  і  $A_{cm}$ . Явище надмірного

укрупнення зерен у сталі називають *перегріванням*. Перегріта сталь характеризується наявністю великих зерен фериту і перліту. Іноді феритні виділення мають вигляд голок - така структура називається відманштеттовою. Нагрівання сталі до температур, близьких до лінії солідус, супроводжується оплавленням і окисленням границь зерен, настає так зване *перепалювання*.

***Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту і кінетика його перетворення з утворенням продуктів розпаду аустеніту***

***Перетворення аустеніту на перліт (А -> П)*** відбувається в процесі охолодження сталі від температур аустенітного стану до кімнатної температури. Перетворення (розпад) може відбуватися лише за температур, нижчих від критичної точки  $A_1$  (727 °С), за умови, що вільна енергія аустеніту вища за вільну енергію продуктів його перетворення. Тобто аустеніт має бути переохолодженим. Від ступеня переохолодження (температури), за якого відбувається перетворення, залежать швидкість перетворення та структурний стан продуктів розпаду аустеніту.

Розрізняють три основні етапи перетворення аустеніту під час охолодження:

- перетворення  $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$  (ГЦК -> ОЦК-гратка);
- зародження центрів кристалізації цементиту ( $Fe_3C$ );
- зростання зерен цементиту.

Внаслідок цих процесів відбувається утворення і зростання пластинчастих кристалів фериту і цементиту, що утворюють перлітну колонію (рис. 12.7).

***Перетворення при безперервному охолодженні***

Залежно від швидкості охолодження (ступеня переохолодження) утворюються різні типи структур, зумовлені повнотою проходження трьох основних етапів перетворення й відповідно дисперсністю структурних складових сталі.

При швидкості охолодження  $V_{ох} \leq 30$  °С/с реалізуються всі етапи перетворення і формується структура *пластинчастого перліту* з міжпластинчастою відстанню  $\Delta_0 = 0,6 - 1,0$  мкм і твердістю 180 - 250 НВ.

Збільшення швидкості охолодження до 50 °С/с дає змогу реалізувати перший та другий етапи перетворення повністю, а третій - лише частково. При цьому утворюється дисперсна ферито - цементитна суміш ( $\Delta_0 = 0,25 - 0,3$  мкм, 250 - 300 НВ) — *сорбіт*.

При  $V_{ох} = 100$  °С/с сповна реалізується лише перший етап, другий - тільки частково, а третій зупиняється одразу ж на початку перетворення. Тому утворюється дуже дрібна структура ферито-



цементитної суміші - *троостит* ( $\Delta_0 = 0,1- 0,15$  мкм, 350 - 450 НВ), будову якого можна спостерігати лише за великих збільшень ( $\times 7000 - 8000$ ).

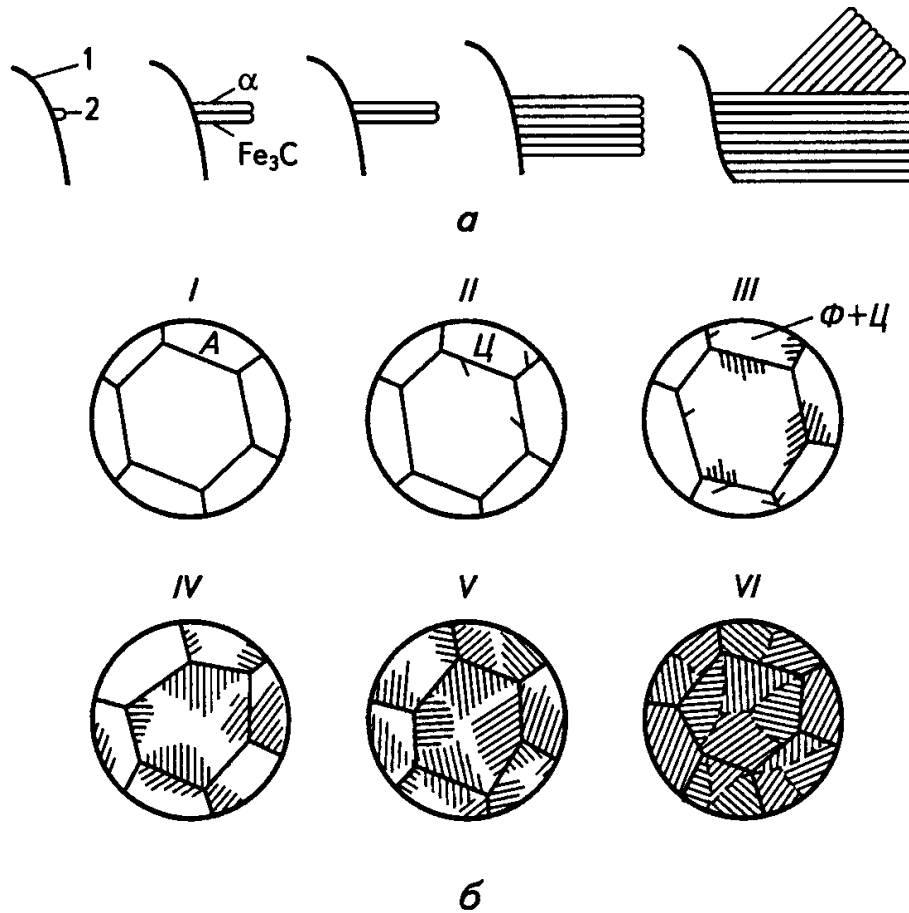


Рис. 12.7. Схема зародження та росту перлітної колонії (а) та утворення перлітного зерна (б) [1]:

1 — границя зерна аустеніту; 2 — зародок цементиту;  
I - VI — етапи перетворення

Перліт, сорбіт і троостит, які утворюються під час дифузійного розпаду переохолодження аустеніту, є ферито-цементитними структурами пластинчастої будови, що вирізняються лише ступенем дисперсності (подрібнення).

Швидкість охолодження  $V_{ох}=150-200$  °C/c дає змогу реалізувати лише перший (бездифузійний) етап перетворення з утворенням структури *мартенситу* (65 HRC).

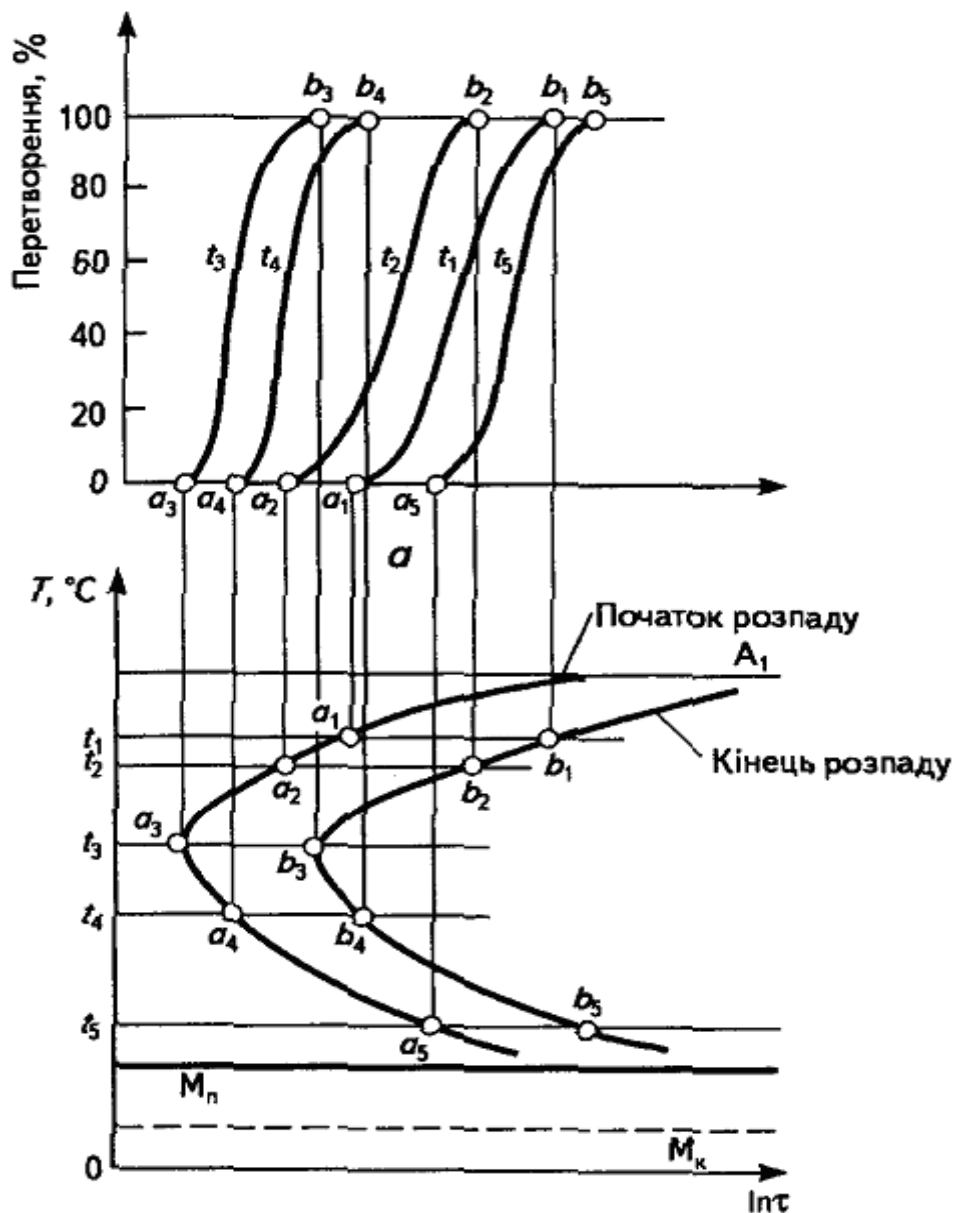
*Бейнітне перетворення* у вуглецевих сталях відбувається в інтервалі температур нижчих від перлітного (дифузійного) і вищих від мартенситного (бездифузійного) перетворень. Тому бейнітне перетворення часто називають проміжним. Під час нього утворюється

*бейніт* — двофазова суміш, що складається з пересиченого вуглецем фериту та карбідів заліза.

При температурах бейнітного перетворення дифузія заліза практично неможлива. Дифузія вуглецю ще досить інтенсивна, завдяки чому в переохолодженому аустеніті локально перерозподіляється вуглець, утворюючи зони з низькою та високою його концентрацією. Зони аустеніту з низькою концентрацією вуглецю, для яких точка  $M_{\text{п}}$  лежить в інтервалі температур бейнітного перетворення (див. рис. 12.9), зазнають  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення за мартенситним (бездифузійним) механізмом, хоч таке перетворення було підготовлено попередніми дифузійними процесами. В зонах збагаченого вуглецем аустеніту під час ізотермічної витримки виділяються карбіди, у вигляді дуже дрібних і коротких паличок. Внаслідок виділення цієї високовуглецевої фази (карбідів) суміжні зони аустеніту збіднюються вуглецем. В збіднених зонах знову проходить бездифузійне  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Проміжне перетворення не завжди закінчується повним розпадом аустеніту. Якщо далі охолоджувати до кімнатної температури аустеніт, що не зазнав бейнітного перетворення, то він може частково перетворитись на мартенсит.

Залежно від температури утворення бейніт поділяють на верхній і нижній. Умовна межа між ними — температура 350 °С. *Верхній бейніт* утворюється ближче до зони перлітного перетворення. Він складається з коротких не завжди паралельних пластинок фериту й цементиту. *Нижній бейніт* утворюється ближче до зони мартенситного перетворення. Він має голчасту форму, що нагадує мартенсит. При великих збільшеннях можна бачити, що голки складаються з дрібних пластинок фериту й цементиту. Твердість бейніту близька до 500 НВ. Верхній бейніт недостатньо міцний і малопластичний, а нижній бейніт - високоміцний, проте має задовільну пластичність та ударну в'язкість.

Якщо сталь, нагріту до аустенітного стану, швидко охолодити нижче за критичну точку  $A_1$ , а далі витримувати за певної постійної температури, то перетворення аустеніту на ферито-цементитну суміш відбуватиметься протягом певного часу. Такий процес перетворення аустеніту за постійної температури (ізотермічний процес) можна охарактеризувати так званими кінетичними кривими для різних ступенів переохолодження (рис. 12.8, а).



б

Рис. 12.8. Схема побудови кінетичних кривих (а) і діаграми ізотермічного перетворення аустеніту (б) [1]

За умов невеликого переохолодження різниця вільних енергій аустеніту і перліту незначна. Тому перетворення відбувається з певним періодом інертності. Тобто існує інкубаційний період до початку перетворення, що дорівнює відстані від точки 0 до точки а на осі часу (рис. 12.8, а). Точка а кінетичної кривої показує початок перетворення (1 % перліту), а точка b - закінчення. Від ступеня переохолодження залежить не лише тривалість інкубаційного періоду, а й швидкість перетворення. За малого переохолодження ( $t_1$ )

перетворення йде повільно внаслідок малої різниці вільних енергій аустеніту і перліту. У разі зростання ступеня переохолодження швидкість стає оптимальною (при  $t_3$ ), а потім, за значного переохолодження (при  $t_4$  і  $t_5$ ), швидкість знову зменшується у зв'язку з малою дифузійною рухливістю атомів. Це й демонструють кінетичні криві (рис. 12.8, а), за якими можна побудувати діаграму ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 12.8, б). Для цього в координатах час (вісь абсцис) і температура розпаду аустеніту (вісь ординат) наносять точки а і б кінетичних кривих у міру зниження температури (ступеня переохолодження). Поєднуючи точки  $a_1$ ,  $a_2$  і т. д., одержують криву початку ізотермічного перетворення аустеніту (ліва крива діаграми), а, поєднуючи точки  $b_1$ ,  $b_2$ , ...,  $b_5$ , - праву криву закінчення перетворення. Одержані криві нагадують літеру С, тому їх називають С-кривими. У англійськомовних виданнях їх називають ТТТ-діаграми (time - temperature - transformation).

В області між вертикальною віссю і кривою початку перетворення аустеніт перебуває в переохоложеному стійкому стані (інкубаційний період). Мінімальний час існування переохоложеного аустеніту до початку його перетворення на ферито-цементитну суміш називають *стійкістю аустеніту* (час від 0 до  $a_3$  на рис. 12.8, б). Залежить вона головним чином від вмісту вуглецю і легуючих елементів, є важливою характеристикою при термічній обробці сталей. Оскільки розпад аустеніту може здійснюватися від кількох секунд до кількох годин, для зручності побудови діаграми використовують логарифмічну шкалу часу ( $\ln \tau$ ).

Горизонтальні лінії  $M_n$  і  $M_k$  показують температуру початку та закінчення бездифузійного мартенситного перетворення. Діаграма, наведена на рис. 12.9, характерна для ізотермічного перетворення евтектоїдної (0,8 % С) сталі. На ній, залежно від ступеня переохолодження аустеніту, розрізняють три температурні області перетворення: перліту (від точки  $A_1$  приблизно до 550 °С), проміжного перетворення (від 550 °С до точки  $M_n$ ), бейнітного і мартенситного (нижче точки  $M_n$ ). Перлітне перетворення аустеніту відбувається у три етапи за дифузійним механізмом; мартенситне перетворення є бездифузійним процесом, а бейнітне (проміжне) поєднує в собі елементи перлітного та мартенситного перетворень.

Практичне значення при визначенні режимів конкретних марок сталей має перетворення аустеніту в умовах безперервного охолодження. За цих умов основні види перетворень (перлітне, бейнітне, мартенситне) відтворюють термокінетичні діаграми розпаду аустеніту (рис. 12.10).

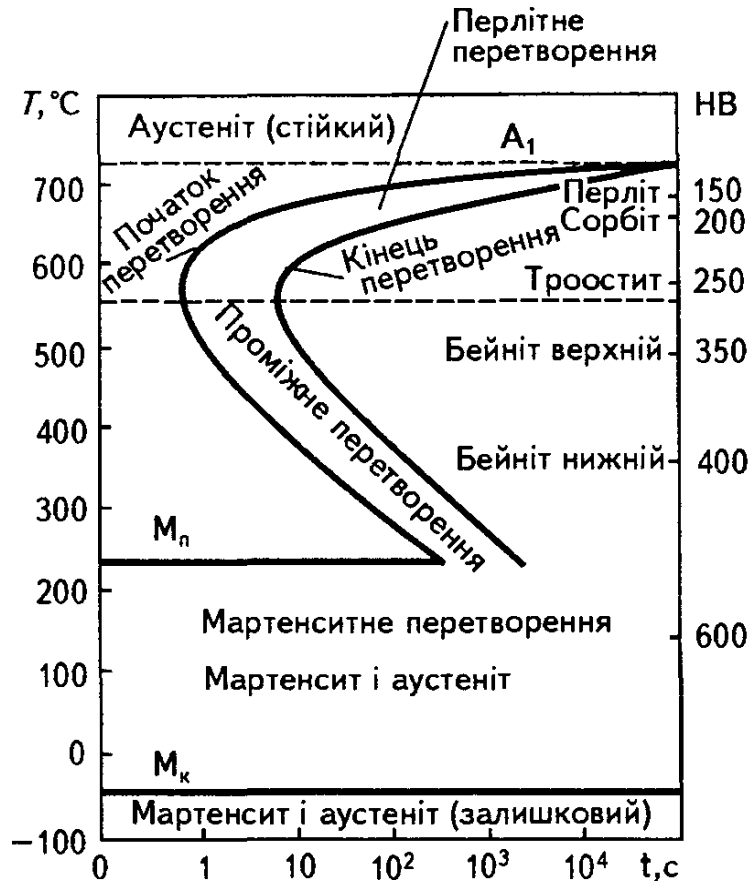


Рис. 12.9. Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту евтектоїдної сталі (0,8 % С) [1]

**Особливості мартенситного перетворення і вплив легуючих елементів на мартенситне перетворення.**

Зі збільшенням швидкості охолодження до  $V_{ox} = 150 - 200 \text{ } ^\circ\text{C/s}$  аустеніт переохолоджується до точки  $M_n$  і частково перетворюється в мартенсит. Перетворення аустеніту в мартенсит ( $A \rightarrow M$ ) має зовсім відмінну природу, не таку як при формуванні ферито-цементитних сумішей. Характерною особливістю аустенітно-мартенситного перетворення є його бездифузійність. *Мартенсит* - це пересичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі. У разі значного переохолодження (коли швидкість охолодження вища від критичної) вуглець не встигає виділитися з аустеніту у вигляді цементиту, як це відбувається за утворення перліту, сорбіту і трооститу. Він залишається у кристалічній ґратці  $\alpha$ -заліза, утворює пересичений твердий розчин і викликає внаслідок цього зміну ОЦК-ґратки на тетрагональну з елементарною коміркою у вигляді прямокутного паралелепіпеда (рис. 12.11).

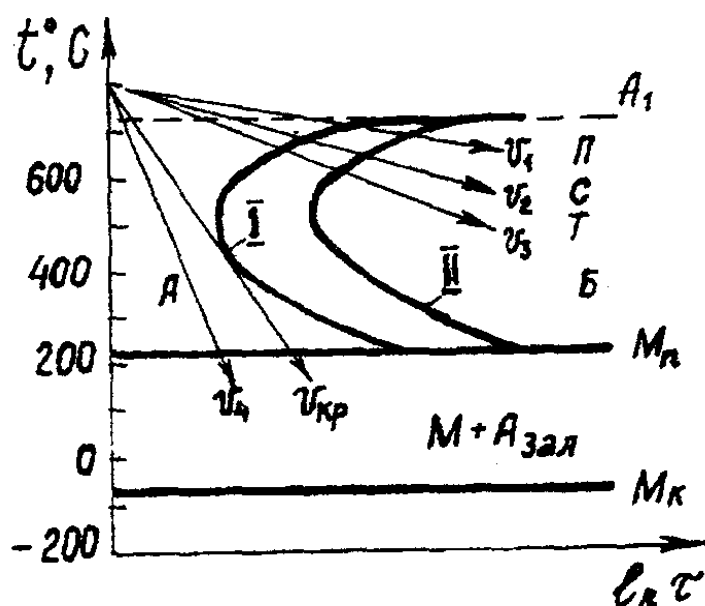


Рис. 12.10. Діаграма ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту і лінії охолодження [5]:

I, II - лінія відповідно початку і кінця розпаду переохолодженого аустеніту;  $M_n$ ,  $M_k$  - лінія відповідно початку і кінця мартенситного перетворення;  $v_1, v_2, v_3, v_4$  - швидкості охолодження;  $v_{кр}$  - критична швидкість охолодження; П - перліт; С - сорбіт; Т - тростит; Б - бейніт; М - мартенсит;  $A_{зал}$  - залишковий аустеніт

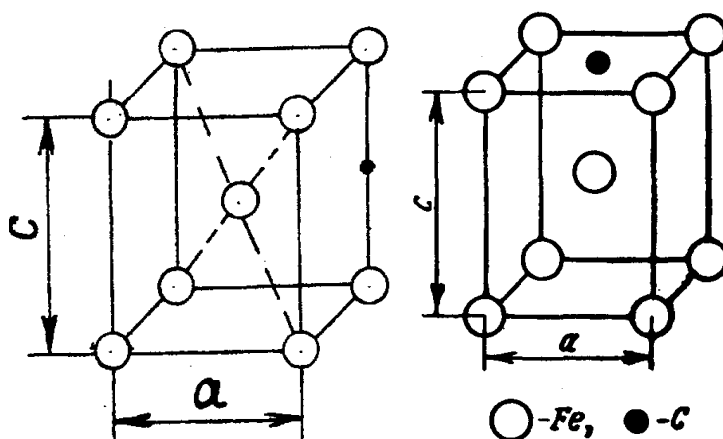


Рис. 12.11. Елементарна кристалічна комірка мартенситу [5, 13]:  
 $a, c$  - параметри комірки; O - атом заліза; • - атом вуглецю

Якщо в рівноважному стані концентрація вуглецю у фериті не перевищує 0,02 %, то концентрація вуглецю в мартенситі така сама як у вихідному аустеніті й може сягати 2,14 %. Атоми вуглецю мартенситу перебувають в октаедричних порах елементарної комірки

$\alpha$ -заліза й сильно деформують її. В результаті елементарна комірка мартенситу замість кубічної стає тетрагональною (рис. 12.11), в якій параметр  $c$  більший від  $a$ . З підвищенням вмісту вуглецю висота тетрагональної призми  $c$  збільшується. Водночас збільшується й співвідношення  $c/a$ . Ступінь тетрагональності характеризує співвідношення параметрів  $c/a$ , яка зростає відповідно до збільшення вмісту вуглецю у твердому розчині. Так, при вмісті у сталі 1,7 % C ступінь тетрагональності становить 1,08.

Кристали мартенситу в площині шліфа виглядають як паралельні або розташовані під кутом  $60$  і  $120^\circ$  пластини (рис. 12.12), що пов'язано з утворенням мартенситу лише в певних кристалографічних площинах.

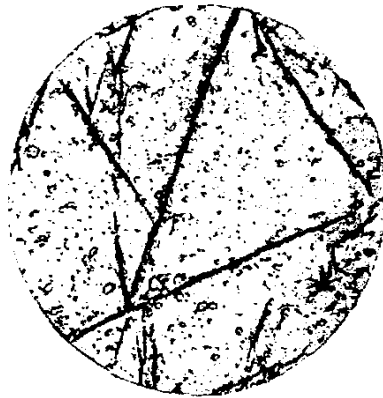


Рис. 12.12. Мартенситні голки в дуже крупнозернистому аустеніті (x500) [5]

По цих площинах кристал мартенситу, що росте, й кристал вихідного аустеніту спряжені (когерентні від латинського - зв'язок). Два кристали є когерентними, якщо кристалічні ґратки спряжені в певній кристалографічній площині. Оскільки мартенсит та аустеніт мають різні питомі об'єми, то в площинах спряження виникають напруження, що перевищують границю текучості. Ці напруження спричиняються до порушення когерентності й утворення міжфазової границі з невпорядкованим розташуванням атомів.

Для мартенситного перетворення характерно також подрібнення блочної структури, утворення мікродвійників, підвищення густоти дислокацій. Все це, разом з утворенням твердого розчину втілення з тетрагональною кристалічною ґраткою, зумовлює високу міцність і твердість (60-65 HRC) мартенситу.

Перетворення аустеніту в мартенсит відбувається за зсувовим механізмом, коли атоми заліза зсуваються в просторі на незначні (менші міжатомних) відстані відносно сусідніх атомів без обміну

місцями. В результаті такого зсуву відбувається миттєве  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення з величезною швидкістю ( $\sim 1000$  м/с) росту кожної пластини мартенситу. Під час охолодження аустеніт починає перетворюватися в мартенсит з певної початкової температури  $M_{\text{п}}$ , яка не залежить від швидкості охолодження, протилежно до перлітного перетворення. Закінчується мартенситне перетворення при кінцевій температурі  $M_{\text{к}}$ . Таким чином, мартенсит утворюється переважно в інтервалі температур  $M_{\text{п}} - M_{\text{к}}$ . Якщо припинити охолодження, то мартенситне перетворення зупиниться.

Кінетику мартенситного перетворення в інтервалі температур  $M_{\text{п}} - M_{\text{к}}$  часто подають графічно мартенситною кривою, побудованою в координатах частка мартенситу — температура  $t$  (рис. 12.13). Як видно з рисунка, зі зниженням температури сталі частка утвореного мартенситу збільшується. При цьому частка мартенситу збільшується не внаслідок росту кристалів, а через утворення нових. При кінцевій температурі мартенситного перетворення  $M_{\text{к}}$  ще залишається певна кількість не перетвореного аустеніту  $A$ , який називають залишковим аустенітом. Чим нижча температура  $M_{\text{к}}$ , тим його більше в загартованій сталі. Залишковий аустеніт є причиною неоднорідності властивостей загартованої сталі.

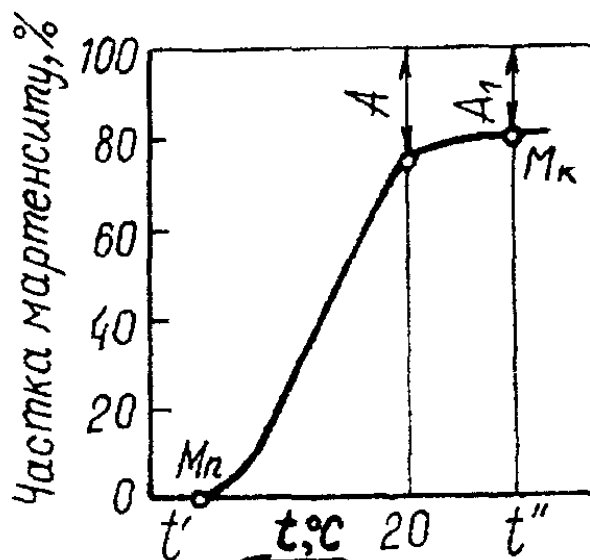


Рис. 12.13. Мартенситна крива:  $t$  - температура [5]

На числові значення температур  $M_{\text{п}}$  і  $M_{\text{к}}$  істотно впливають концентрація вуглецю в сталі та легуючі елементи. Чим більша концентрація вуглецю, тим нижчий інтервал температур мартенситного перетворення (рис. 12.14). За концентрації вуглецю понад 0,5 % мартенситне перетворення зсувається в область від'ємних



температур. Всі легувальні елементи, за винятком кобальту й алюмінію, знижують положення точок  $M_p$  і  $M_k$ . Мартенситне перетворення на відміну від перлітного не має інкубаційного періоду. Утворений мартенсит відзначається високими твердістю, унаслідок значного викривлення кристалічної ґратки (до 65HRC), міцністю ( $\sigma_b \approx 1000-1500$  МПа) і крихкістю (ударна в'язкість знижується до  $0,1$  МДж/м<sup>2</sup>).

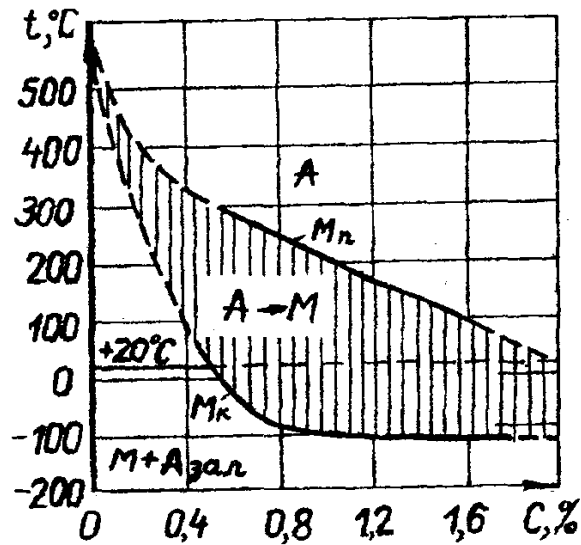


Рис. 12.14. Залежність температури початку  $M_p$  й кінця  $M_k$  мартенситного перетворення від концентрації вуглецю в сталі [5]

Температура мартенситного перетворення  $M_p$  не залежить від швидкості охолодження. Для евтектоїдної вуглецевої сталі вона становить  $240$  °С.

Мінімальна швидкість охолодження, при якій у сталі відбувається мартенситне перетворення, називається критичною швидкістю охолодження. У випадку, що розглядається, такою швидкістю є  $v_{кр}$ .

Для евтектоїдної вуглецевої сталі точка  $M_k$  відповідає температурі мінус  $50$  °С, тому при охолодженні до кімнатної температури аустенітно-мартенситне перетворення в цій сталі повністю не завершується і в її структурі поряд із мартенситом є аустеніт, що не розпався. Такий аустеніт називають *залишковим*. У вуглецевих сталях масова частка залишкового аустеніту  $3-10\%$ , у легованих досягає десятків процентів. Оскільки залишковий аустеніт значно м'якший за мартенсит, то він зменшує твердість загартованої сталі. Тому для збільшення мартенситного перетворення сталь з великим вмістом залишкового аустеніту після гартування додатково обробляють хо-

лодом, тобто охолоджують до температури, нижчої за точку  $M_k$ .

Розташування точок  $M_{\text{п}}$  і  $M_k$  визначається хімічним складом сталі і від швидкості охолодження не залежить.

Легуючі елементи збільшують стійкість переохолодженого аустеніту, тобто змішують С-подібні криві на діаграмі вправо і, таким чином, зменшують швидкість охолодження, потрібну для утворення мартенситної структури. Хімічний склад аустеніту зумовлює інтервал температур мартенситного перетворення, який знижується в разі підвищення вмісту вуглецю в сталі.

### ***Перетворення при відпуску сталі і утворення відповідних структур відпуску***

Структура загартованої сталі є термодинамічно нестабільною, оскільки має підвищений рівень вільної енергії та викривлення (тетрагональність) кристалічної ґратки. Тому при нагріванні загартованої сталі до температур, нижчих за критичну  $A_1$  ( $727^\circ\text{C}$ ), з наступним охолодженням (відпуск) вона намагатиметься перейти до стабільнішого стану, тобто до перетворення мартенситу і залишкового аустеніту на ферито-цементитну суміш. Такі перетворення супроводжує зміна об'єму (довжини зразка). Нагадаємо, що мартенсит має найбільший об'єм, а аустеніт - найменший. Фіксуючи зміни об'єму при нагріванні сталі (дилатометричний метод), можна визначити ступінь та етапи перетворення загартованої сталі при відпуску (рис. 12.15).

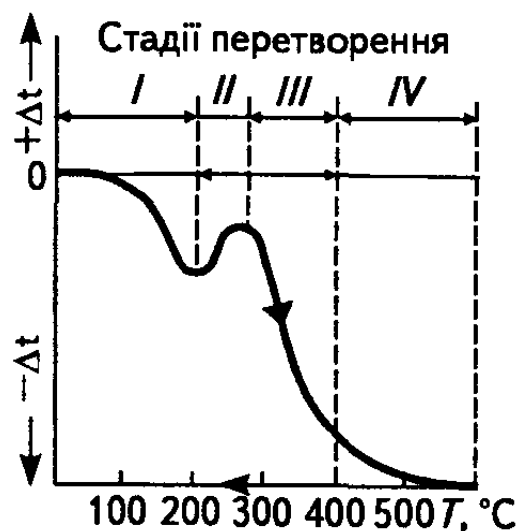


Рис.12.15. Дилатометрична крива відпуску вуглецевої (1,2 % С) сталі [1]

Якщо нагрівати відпалену сталь, то за відсутності перетворень дилатометр креслитиме лише горизонтальну лінію. В разі нагрівання загартованої сталі на кривій зміни довжини зразка спостерігаємо різні ділянки, що відповідають певним станам перетворення.

Так, в інтервалі температур 80-200 °С на стадії I відпуску спостерігається скорочення довжини зразка, що відповідає так званому першому перетворенню при відпуску. Це пов'язується з поступовим зменшенням параметра  $c$  ґратки (ступінь тетрагональності наближується до 1), утворюється відпущений мартенсит з майже кубічною ґраткою. Зменшення тетрагональності можна пояснити виділенням вуглецю з твердого розчину з утворенням метастабільного  $\epsilon$  - карбїду (має формулу близьку до  $Fe_2C$ ). Тобто на першій стадії відпуску утворюється відпущений мартенсит - гетерогенна суміш пересиченого  $\alpha$ -розчину неоднорідної концентрації і частинок ще не відокремленого  $\epsilon$ -карбїду.

За подальшого нагрівання в інтервалі температур 200-300 °С на стадії II відпуску залишковий аустенїт перетворюється в гетерогенну суміш з пересиченого  $\alpha$ -розчину і карбїду. Іншими словами, залишковий аустенїт перетворюється у відпущений мартенсит. Ці перетворення супроводжуються збільшенням довжини дилатометричного зразка.

На стадії III відпуску в інтервалі 300-400 °С спостерігається зменшення об'єму сталі, що зумовлюється повним виділенням вуглецю з твердого розчину, обособленням і перетворенням  $\epsilon$ -карбїду на цементит ( $Fe_3C$ ), зняттям внутрішніх напружень. При 400 °С третє перетворення завершується, і сталь складається з фериту і цементиту (троостит відпуску).

На стадії IV за температури вище 400 °С відбувається активний процес коагуляції карбїдних часток, який почався ще при температурі 150°С. Пластинчастий цементит переходить у глобулярну (зернисту) форму, утворюючи суміш фериту й цементиту. Структури, які утворюються під час відпуску, мають такі самі назви, що й структури прямого розпаду аустенїту на ферит і цементит.

Після відпуску при 350-500°С загартована сталь має структуру *трооститу*, при 550-600°С - *сорбіту* відпуску (цементит у вигляді зерен 0,1-0,2 мкм), а при 650-700°С - *перліту* відпуску (розмір глобулярних часток цементиту 0,3-0,4 мкм). Ці структури відрізняються за розміром цементитних часток і за твердістю. Різна форма частинок цементиту, одержаного в результаті прямого розпаду аустенїту або в процесі відпуску загартованої сталі, зумовлює відмінності у властивостях металу. Тому, залежно від потрібного комплексу властивостей,

загартовані сталі піддають низькому (150-250°C), середньому (300-400°C) або високому (450-680°C) відпуску.

Низькотемпературний відпуск полягає у нагріванні загартованої сталі до температур 150-250°C звичайно протягом 1 - 3 год. Пластичність низьковідпущеної сталі незначно зростає, а твердість майже не змінюється. Низькотемпературний відпуск застосовують як кінцеву термообробку для різальних і вимірювальних інструментів, а також для цементованих і поверхнево загартованих виробів, умови роботи яких вимагають значної поверхневої твердості й високої зносостійкості.

Під час середньотемпературного відпуску загартовану сталь нагрівають до 300-400°C. Твердість сталі після середньотемпературного відпуску становить 40-50HRC. Цей вид термообробки застосовують для пружин, ресор, а також для ударного інструменту.

Високотемпературний відпуск вимагає нагрівання загартованої сталі до температур 450-680°C. Утворена зерниста структура — сорбіт відпуску має високу пластичність та ударну в'язкість при задовільній міцності. Високотемпературний відпуск застосовують для деталей, які сприймають значні ударні та знакозмінні навантаження.

### ***Відпускна крихкість в сталі***

Відпускною крихкістю називають окрихчення багатьох конструкційних сталей в певних діапазонах температур відпуску. Схильність відпущених сталей, особливо легованих, до крихкого руйнування найчастіше виявляють графічно, зіставляючи їх ударну в'язкість КСУ з відповідною температурою відпуску  $t_v$  (рис. 12.16). Звичайно, підвищення температури відпуску збільшує ударну в'язкість. Однак в інтервалі температур відпуску 250-400°C спостерігається істотний спад величин ударної в'язкості, визначених при кімнатній температурі. В інтервалі температур відпускання 450-600°C при повільному охолодженні від цих температур ударна в'язкість нижча (крива 2), ніж при швидкому охолодженні (крива 1).

Розрізняють два види відпускної крихкості - неповторювана (I роду) й повторювана (II роду).

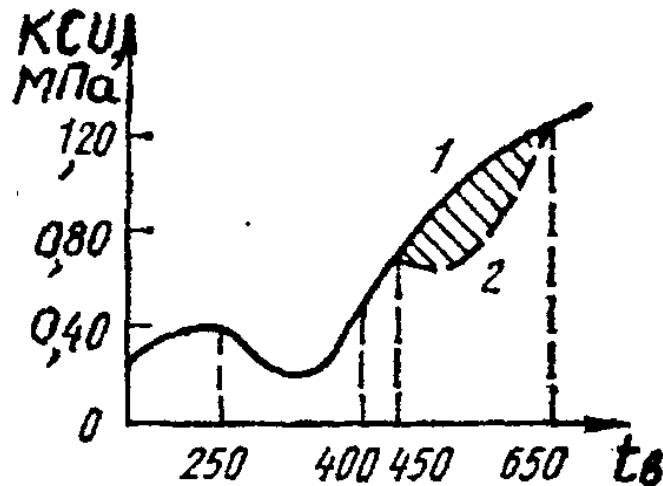


Рис. 12.16. Вплив температури відпуску  $t_b$  на ударну в'язкість КСУ сталі, чутливої до відпускну крихкості [5]:

- 1 - швидке охолодження у воді або мінеральній оливі;
- 2 - повільне охолодження з піччю або на повітрі

*Неповторювана відпускну крихкість (I роду)* спостерігається у відпущених в інтервалі температур 250-400 °С легованих, а також вуглецевих сталях. Окрихчення сталей пов'язують з неоднотимним розпадом мартенситу всередині зерна та на його границях. Розпад мартенситу в пограничних зонах починається з виділення й подальшого відокремлення цементиту. У місцях розпаду виникають концентрації напружень і тому ударна в'язкість сталі після відпуску в інтервалі температур 250-400 °С є менша, ніж після відпуску при температурах нижчих за 250 °С. Підвищення температури відпуску понад 400 °С або тривалості нагрівання спричиняють вирівнювання структури в усьому зерні, внаслідок чого відпускну крихкість сталі зникає. Повторне (після відпуску понад 400 °С) нагрівання сталі в інтервалі температур окрихчення не спричиняє зниження ударної в'язкості, тобто сталь уже не повертається до крихкого стану.

*Повторювану відпускну крихкість (II роду)* мають леговані сталі, відпущені в інтервалі температур 450-600 °С і охолоджені повільно. Швидке охолодження у воді від температури високого відпуску зменшує спад ударної в'язкості аж до повного його зникнення. Повторювана відпускну крихкість не спостерігається у вуглецевих сталях. Повторювану відпускну крихкість найчастіше пов'язують із виділенням на границях колишніх зерен аустеніту шкідливих домішок, особливо фосфору, підчас повільного охолодження після високотемпературного відпуску. Цьому сприяють такі широко використовувані легуючі елементи як хром, марганець і

нікель, які також мігрують до границь зерен, де хром і марганець утворюють леговані та спеціальні карбіди.

Підвищена концентрація шкідливих домішок поблизу границь зерен істотно послаблює міжзеренний зв'язок і є однією з причин крихкості. Додавання до легованих сталей в обмеженій кількості молібдену (0,2-0,3 %) або вольфраму (0,5-0,7 %), послаблює відпускну крихкість. Нагрівання попередньо окрихченої сталі до температур понад 600 °С і подальше швидке охолодження можуть обмежити або й зовсім зняти відпускну крихкість. Під час цього розподіл фосфору по зерну вирівнюється, а швидке охолодження стримує дифузію. Проте повторний відпуск при температурах 450-600°С знову призводить до відпускну крихкості. Звідси пішла назва — повторювана відпускну крихкість.

#### *Старіння сталі.*

Термін відпуск прийнято застосовувати тільки до тих сплавів, що були піддані загартуванню з поліморфним перетворенням, а термін старіння - у випадку загартування без поліморфного перетворення (після такого загартування фіксується пересичений твердий розчин). Як відпуск, так і старіння — це різновиду термічної обробки, у результаті якої відбувається зміна властивостей загартованих сплавів. На відміну від відпуску, після старіння збільшуються міцність, твердість, а пластичність зменшується.

Головним процесом при старінні є розпад пересиченого твердого розчину, отриманого в результаті загартування. Таким чином, старіння сплавів пов'язане з перемінною розчинністю надлишкової фази, а зміцнення при старінні відбувається в результаті дисперсних виділень при розпаді пересиченого твердого розчину та внутрішніх напружень що виникають при цьому.

У старіючих сплавах виділення з пересичених твердих розчинів зустрічаються в наступних основних формах: пластинчаста (дископодібна), рівновісна (сферична або кубічна) і голчаста. Енергія пружних деформацій мінімальна для виділень у формі тонких пластин - лінз.

Основне призначення старіння — підвищення міцності та стабілізація властивостей. Розрізняють старіння природне, штучне і після пластичної деформації.

*Природним старінням* називають самовільне підвищення міцності (зменшення пластичності) загартованого сплаву, що відбувається в процесі його витримки при нормальній температурі.

Нагрівання сплаву збільшує рухливість атомів, що прискорює процес. Підвищення міцності, що відбувається в процесі витримки

при підвищених температурах, називається *штучним старінням*.

Якщо загартований сплав, що має структуру пересиченого твердого розчину, піддати пластичній деформації, то це також прискорює процеси, що протікають при старінні. Цей вид старіння називається *деформаційним*.

Старіння охоплює всі процеси, що відбуваються в пересиченому твердому розчині - процеси, що готують виділення, і безпосередньо процеси виділення. Для практики велике значення має інкубаційний період - час, протягом якого в загартованому сплаві відбуваються підготовчі процеси, час, протягом якого загартований сплав зберігає високу пластичність. Це дозволяє проводити холодну деформацію безпосередньо після загартування.

Якщо при старінні відбуваються тільки процеси виділення, без складних підготовчих процесів, то таке явище називають *дисперсійним твердінням*.

Практичне значення явища старіння сплавів дуже велике. Так, після старіння збільшується міцність і зменшується пластичність низько вуглецевої сталі в результаті дисперсних виділень у фериті цементиту третинного та нітридів. Старіння є основним способом зміцнення алюмінієвих сплавів, деяких сплавів міді, а також багатьох жароміцних і інших сплавів. В даний час усе більш широко використовують мартенсито старіючі сплави.

*Старіння штучне* - процес термічної обробки, що обумовлює зміну тетрагональності мартенситу в загартованій сталі. У результаті старіння відбувається стабілізація розмірів виробів. Штучне старіння застосовується для вимірювальних інструментів - калібрів, скоб і подібних деталей точного машинобудування. Температура штучного старіння 150-180°C, тривалість 5-20 годин. Процес старіння протікає також і при нормальній температурі, але при набагато більшій тривалості.

*Дисперсійне твердіння сталі*. Здатність мало вуглецевих сплавів до дисперсійного твердіння. Максимальний ефект зміни властивостей може бути отриманий на сплавах із вмістом вуглецю 0,025% С. Подальше збільшення вмісту вуглецю, зменшуючи кількість фериту - фази розчинника, повинно привести до зменшення змін властивостей, що досягаються в результаті дисперсійного твердіння. Залежність зміни властивостей залізобуглецевих сплавів з різним вмістом вуглецю показана на рис. 12.17.

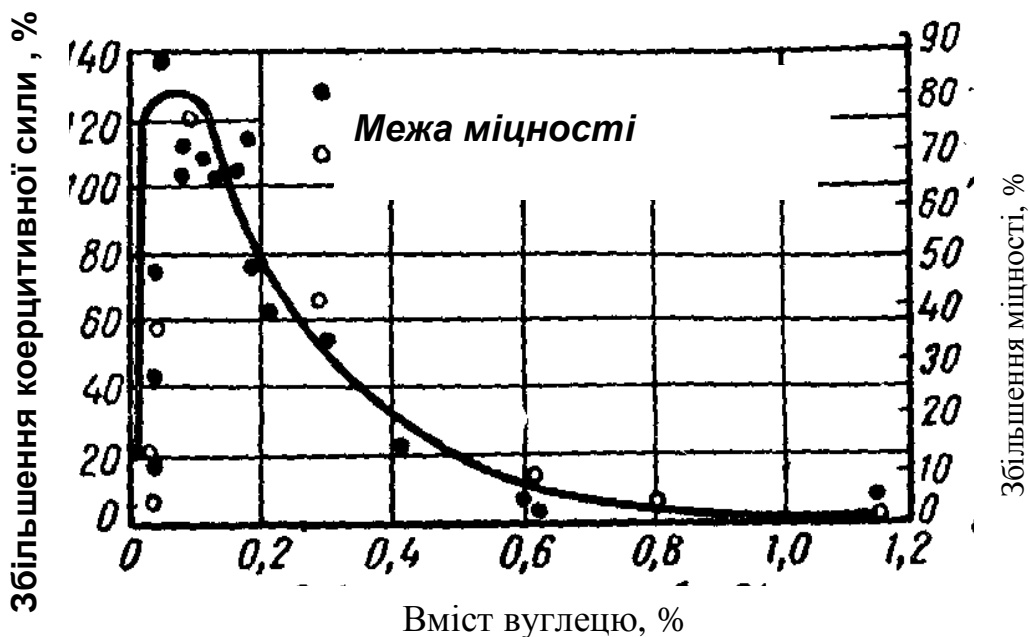


Рис.12.17. Зміна властивостей сталі з різним вмістом вуглецю після загартування від 680°C (межа міцності при розтяганні після дисперсійного твердіння при 20° протягом 14 діб, а коерцитивна сила після годинного відпуску при 250 °С) [16]

Вже при вмісті 0,3% С збільшення межі міцності при розтягуванні і коерцитивної сили менше майже на 50%; сплави ж з 0,6% С практично вже не здатні до дисперсійного твердіння. Зміна твердості маловуглецевої сталі з 0,07%С після загартування і дисперсійного твердіння показано на рис. 12.18.

Максимум твердості досягається після витримки загартованого сплаву при 50°C протягом 16-20 год; при цьому твердість зростає з 130 до 180 НВ.

Механічні властивості заліза з 0,044% С після дисперсійного твердіння змінюються, як показано в табл. 12.1. Після природного дисперсійного твердіння протягом 28 діб відносне подовження зменшується на 50 %, тоді як твердість і межа міцності при розтяганні підвищуються порівняно мало.

Максимального значення коерцитивної сили досягається після дисперсійного твердіння при 110-115°C - температурах, коли вже настає швидке падіння твердості. Це дає підставу рахувати, що розмір виділень, що вимагається для підвищення твердості, повинен бути меншим, ніж для підвищення коерцитивної сили. Т.я. при природному дисперсійному твердінні заліза, загартованого нижче  $A_{c1}$ , параметр ґратки не змінюється, тоді як при штучному дисперсійному твердінні



він зменшується.

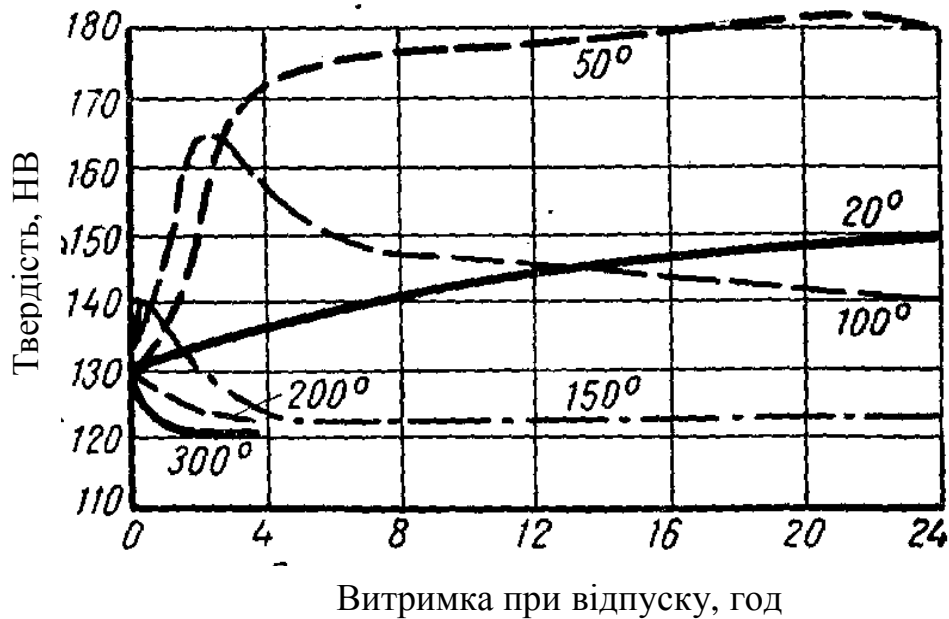


Рис. 12.18. Вплив тривалості відпуску на твердість сталі (0,07% C), загартованої з 680°C [16]

12.1. Вплив виду термічної обробки на механічні властивості заліза після дисперсійного твердіння при кімнатній температурі [16]

Температура гартування, °C	Стан	Твердість, НВ	Межа міцності на розтяг, МПа	Відносне видовження, %
600	Після гартування	119	40	25
	Після дисперсійного твердіння протягом 28 діб	172	55	13
700	Після гартування	121	40,3	27,5
	Після дисперсійного твердіння протягом 33 діб	185	57,5	14

Можна припустити, що зміна твердості викликана не виділенням цементиту, а процесами переміщення атомів, що відбуваються усередині твердого розчину. Зміна ж коерцитивної сили, можливо, пов'язана з дисперсними виділеннями.

В  $\alpha$ -залізі при кімнатній температурі розчиняється 0,015% N, а при евтектоїдній (723°C) - 0,42%N. Значна велика різниця в розчинності азоту при високій і кімнатній температурах приводить до

більшої зміни властивостей, ніж після дисперсійного твердіння за рахунок вуглецю. Зміна твердості після природного дисперсійного твердіння електролітичного азотованого заліза показано на рис. 12.19. Твердість заліза з 100 НВ після витримки протягом 24 год підвищилася до 240 НВ, що значно вище збільшення твердості, отриманого при дисперсійному твердінні за рахунок вуглецю.

Максимальне значення електропровідності та коерцитивної сили азотованого заліза досягається після відпуску при 100°C. Загартовані сплави Fe-N, як і сплави Fe-Fe<sub>3</sub>C, не змінюють параметра ґратки після природного дисперсійного твердіння; зменшення параметра ґратки спостерігаються лише після штучного дисперсійного твердіння.

Зміна коерцитивної сили заліза, що містить вуглець і азот, після загартування та відпуску протягом 1 год при різних температурах показує, що максимум коерцитивної сили, обумовлений виділенням нітридів, настає при більш низькій температурі і знаходиться вище максимуму, обумовленого виділенням карбідів.



Рис. 12.19. Твердість азотованого електролітичного заліза після загартування і вилежування при кімнатній температурі [16]

Сплави заліза з фосфором, міддю, вольфрамом, молибденом й іншими елементами, що змінюють розчинність в залізі з температурою, також здатні до дисперсійного твердіння, причому одержувані властивості цих сплавів значно вище властивостей, одержуваних для сплавів Fe-Fe<sub>3</sub>C і Fe-N.

Старіння після термічної обробки називають *термічним старінням*, а після холодної пластичної деформації - *деформаційним старінням*.

## ЛЕКЦІЯ № 13. Технологія термічної обробки вуглецевих сталей і чавунів

### *Загальна характеристика видів термічної обробки сталі та їх призначення*

**Термічною обробкою** називається сукупність операцій нагрівання, витримування й наступного охолодження заготовок або готових виробів за певними режимами з метою зміни їх структури і надання їм потрібних механічних, фізичних або хімічних властивостей. В основі термічної обробки сталей лежать перетворення, що відбуваються в них під час нагрівання й охолодження.

*Види відпалювання з фазовою та безфазовою перекристалізацією.* Відпал першого роду частково або повністю усуває відхилення від рівноважного стану металу, які виникли внаслідок його попередньої обробки (лиття, обробка тиском, зварювання, термообробка). Під час відпалювання першого роду фазові перетворення не відбуваються. Якщо ж вони все ж таки мають місце, то на властивості сталі істотно не впливають. Процеси, що усувають відхилення від рівноважного стану, проходять самовільно, і нагрівання при відпалі першого роду здійснюють лише для їх прискорення. Основні параметри такого відпалювання - температура та тривалість нагрівання, швидкість нагрівання й охолодження мають другорядне значення.

Залежно від того, які відхилення від рівноважного стану усуваються, розрізняють такі різновиди відпалювання першого роду.

**Рекристалізаційний відпал** використовують для зменшення твердості наклепаної холоднодеформованої сталі, підвищення її в'язкості, одержання певного розміру зерна. Сталь для цього нагрівають до температури початку рекристалізації (нижче критичної точки  $A_1$ ), витримують 3-6 год і повільно охолоджують до  $500\text{ }^\circ\text{C}$  і далі на повітрі. У результаті замість структури деформованого металу утворюється рівноважна дрібнозерниста, вільна від залишкових напружень структура.

**Гомогенізуючий (дифузійний) відпал** застосовують для вирівнювання хімічного складу та підвищення однорідності структури литої легованої сталі або для зниження схильності прокату до утворення дефектів (флокенів і шиферності). Сталь для цього нагрівають вище температури точок  $A_3$  і  $A_{cm}$  ( $1000 - 1150\text{ }^\circ\text{C}$ ) протягом 10-15 год і повільно охолоджують. Внаслідок цього утворюється однорідна структура з великим зерном, яке подрібнюють під час наступної термічної обробки або при прокатуванні.

**Відпал на велике зерно** застосовують для поліпшення оброблюваності сталі різанням. Оскільки структури з більшим зерном обробляються легше, штучно розмір зерна мало вуглецевої сталі збільшують нагріванням до 950-1100 °С і повільним охолодженням її разом з піччю.

**Відпал другого роду** базується на використанні дифузійних (нормальних) фазових перетворень при охолодженні металів і сплавів. Принципову можливість застосування до сплаву відпалювання другого роду можна визначити за діаграмою стану. Його проводять для сталей і сплавів, які мають поліморфні, евтектоїдні або перетектоїдні перетворення, а також у разі перемінної розчинності у твердому стані. Практичну доцільність відпалювання другого роду визначає те, наскільки структурні зміни впливають на властивості сплаву. Відпал може бути здійснений з повною або частковою зміною фазового складу сплаву.

Залежно від змін, що відбуваються у фазово-структурному стані сплаву, відпал може бути повним, неповним, сфероїдизуючим та ізотермічним.

Повний відпал застосовують для зменшення твердості, внутрішніх напружень, структурної неоднорідності, подрібнення зерна, підвищення в'язкості й пластичності, поліпшення оброблюваності сталі. За повного відпалювання відбувається фазова перекристалізація феритної та перлітної складових структури при температурі на 30 - 50 °С вище температури точки  $A_3$  і охолодженні зі швидкістю 20 - 200 °С/год. Швидкість охолодження залежить від складу сталі, маси і форми виробів.

На рис. 13.1 наведена схема повного відпалювання доевтектоїдної левова-ної сталі залежності від часу. Максимум нагрівання відповідає температурам  $A_3 + (30-50)^\circ\text{C}$ .

Неповний відпал використовують для зменшення твердості та покращання оброблюваності сталей різанням. При цьому відбувається перекристалізація лише перлітної складової структури. Після нагрівання до температури на 40 - 60 °С вище точки  $A_1$ , витримання і повільного охолодження утворюються перліт і ферит у доевтектоїдних сталях та перліт і цементит у заевтектоїдних. Для заевтектоїдних сталей неповний відпал використовують замість повного.

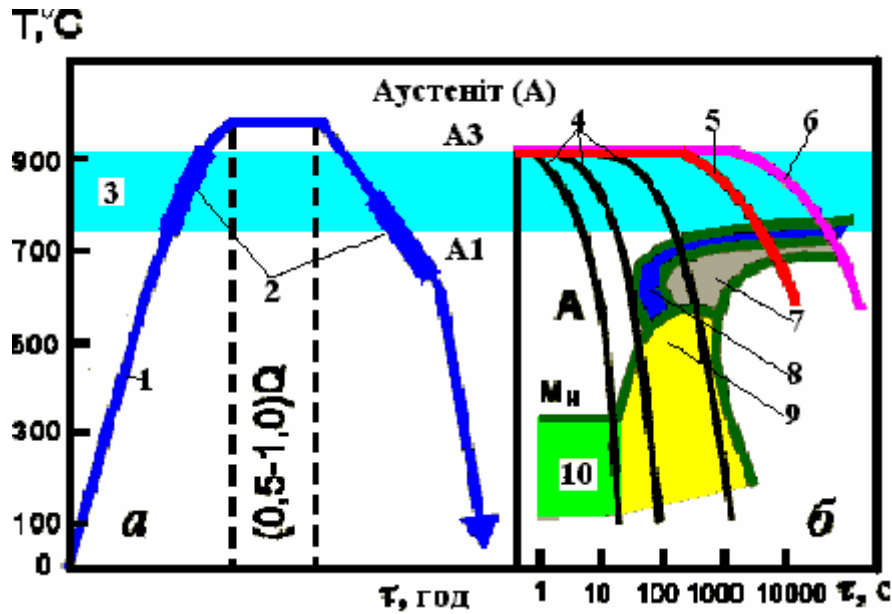


Рис. 13.1. Схема повного відпалювання доєвтектоїдної легованої сталі [17]:

а – схема нагріву, витримки та охолодження; 1 - швидкість нагрівання  $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{год}$ ; 2 - інтервал температур, у якому відбувається фазове перетворення ферит + перліт  $\rightarrow$  аустеніт; 3 - інтервал температур  $A_1 - A_3$ ;  $Q$  - маса садки.

б - термокінетична діаграма та різні швидкості охолодження; 4 - криві швидкостей охолодження; 5 - крива нормалізації; 6 - крива повного відпалювання; 7 - ділянка перетворення аустеніту в перліт; 8 - ділянка виділення фериту; 9 - ділянка перетворення аустеніту в бейніт; 10 - ділянка перетворення аустеніту в мартенсит.

Сфероїдируючий відпал (сфероїдизація карбідів) застосовують для зниження твердості, підвищення оброблюваності різанням високовуглецевих та інструментальних сталей, підвищення пластичності мало- та середньовуглецевих сталей перед холодним штампуванням і волочінням. Режим такого відпалювання включає нагрівання до температури, трохи вищої від температури  $A_1$ , повільне охолодження ( $30 - 40\text{ }^\circ\text{C}/\text{год}$ ) до  $600\text{ }^\circ\text{C}$  і далі на повітрі або циклічне багаторазове нагрівання вище температури точки  $A_1$  і охолодження нижче цієї температури. За цих умов відбувається усунення пластинчастого і змішаного перліту та цементитної сітки, утворюється кінцева структура фериту та зернистого цементиту.

Ізотермічний відпал використовують для скорочення тривалості відпалювання прокату або заготовок після кування з ле-

гованих сталей. Здійснюють його нагріванням на 30 - 50 °С вище температури точок  $A_1$  або  $A_{cm}$  (для заевтектоїдних сталей) і витриманням за цих температур. Далі прискорено охолоджують до температури найменшої стабільності аустеніту (650 - 680 °С) та витримують ізотермічно до повного розпаду аустеніту з подальшим охолодженням на повітрі. При цьому спочатку утворюється аустеніт, а потім відбувається його ізотермічний розпад на ферито-карбідну суміш. Кінцева структура після ізотермічного відпалювання — пластинчастий перліт і ферит, а в заевтектоїдних сталях — перліт і цементит.

Нормалізація є ефективним засобом усунення грубозернистої структури після лиття та кування. Для низьковуглецевих сталей використовується замість повного відпалювання. Виливки середньовуглецевих сталей нормалізують замість гартування для зменшення короблення та тріщиноутворення. Нормалізацію з високим відпуском замість повного відпалювання використовують для виправлення структури легованих сталей.

Нормалізацію здійснюють при температурах  $A_{C3} + 30 - 50$  °С (для доевтектоїдних сталей) або  $A_{cm} + 30 - 50$  °С (для заевтектоїдних) з наступним охолодженням на спокійному повітрі ( $V_{ox} \approx 30$  °С/хв). При цьому отримують дрібне зерно і досягають рівномірного розподілу структурних складових сталей. Порівняно з відпалюванням, нормалізація є більш дешевою термічною операцією, оскільки у цьому випадку термічні печі використовують лише для нагрівання та витримання сталі при температурі нормалізації.

Нормалізація підвищує міцність і пластичність сталі порівняно з відпалом. Різниця між твердістю сталі після нормалізації та відпалювання показана на рис. 13.2

Вплив вмісту вуглецю на температури нормалізації та відпалювання сталей показано на рис. 13.3.

### ***Гартування сталі та його різновиди залежно від призначення***

***Гартування*** - це термічна операція, яка зводиться до нагрівання сталі до температури вище критичної ( $A_3$  - для доевтектоїдної сталі та  $A_1$  - для заевтектоїдної) або до температури розчинення надлишкових фаз і наступного швидкого охолодження зі швидкістю, що перевищує критичну. *Критичною швидкістю гартування* ( $V_{кр}$ ) називають мінімальну швидкість охолодження, необхідну для розпаду аустеніту в інтервалі температур мартенситного перетворення. Тобто швидкість охолодження повинна бути досить великою для того, щоб при зниженні температури не встигли відбутися зворотні фазові перетворення, пов'язані з дифузією або самодифузією. У цьому - принципова відмінність гартування від відпалювання другого роду.

Мета гартування - одержання нерівноважної структури і підвищення за рахунок цього міцності та твердості сталі.

Існують два різко відмінних види гартування:

- з поліморфним перетворенням;
- без поліморфного перетворення.

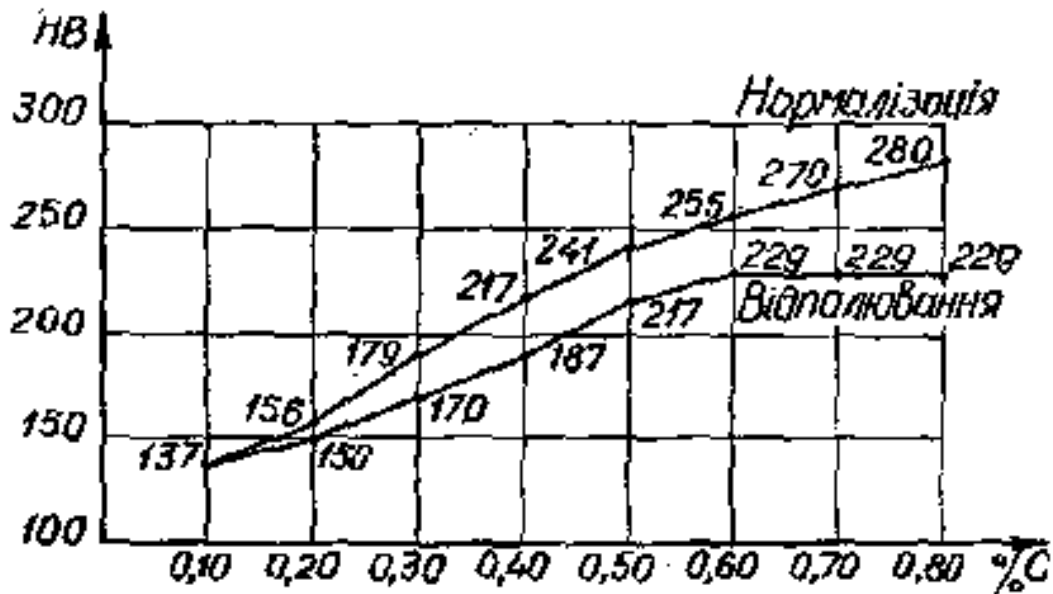


Рис. 13.2. Зміна твердості сталі залежно від вмісту вуглецю при нормалізації та відпалювання [18]

**Гартування з поліморфним перетворенням** - це термічна обробка, за якої головним процесом є мартенситне перетворення високотемпературної фази. Тому таку термічну обробку називають *гартуванням на мартенсит*. Таке гартування може бути застосоване практично до будь-яких металів і сплавів, здатних при охолодженні перебудувати кристалічну ґратку. Необхідну для проведення гартування швидкість охолодження забезпечують використання певних середовищ з високою охолоджувальною здатністю (вода, масло, розчини солей тощо).

**Гартування без поліморфного перетворення** - це термічна обробка, яка фіксує при більш низькій температурі стан сплаву, властивий йому за високих температур. Воно зводиться до нагрівання сталі або іншого сплаву до температури розчинення надлишкових фаз, витримування і швидкого охолодження для запобігання виділень надлишкових фаз з пересиченого твердого розчину. Таку обробку здійснюють для одержання гомогенної структури.

Надалі ми будемо розглядати технологічні режими гартування з



поліморфним перетворенням (рис. 13.4).

Залежно від температури нагрівання під гартуванням (ауспенізацією) розуміють повне та неповне гартування.

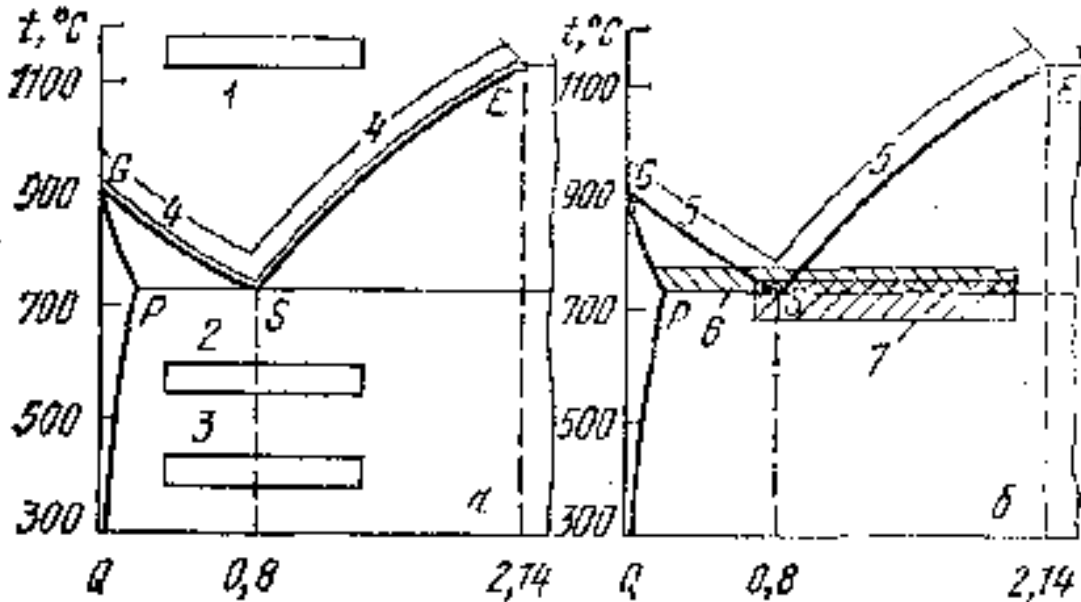


Рис. 13.3. Вплив вмісту вуглецю на температури нормалізації та відпалювання сталей [19]:

а - відпал I роду; 1 - дифузійний; 2 - рекристалізаційний; 3 - для зняття напруг; 4 – нормалізація; б - відпал II роду; 5 - повний; 6 - неповний; 7 – циклічний

**Повне гартування** застосовують для обробки доевтектоїдних сталей. При цьому сталь нагрівають на 30-60 °С вище температур точки  $A_3$  (вище лінії GS на діаграмі стану) для отримання вихідної структури аустеніту.

**Неповне гартування** застосовують для заевтектоїдних сталей. Для гартування сталь нагрівають в інтервалі температур  $A_1 - A_3$  (на 30 - 50°С вище  $A_1$ , тобто до 760 - 780 °С). Вихідна структура при цьому - аустеніт з цементитом. Цементит зберігається і в загартованій структурі сталі, оскільки має вищу твердість порівняно з мартенситом.

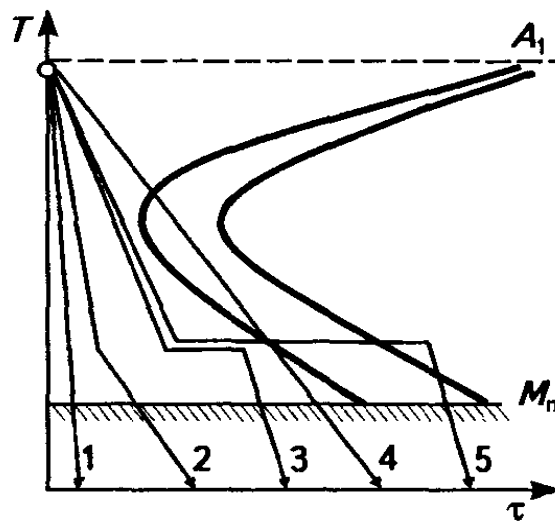


Рис. 13.4. Криві охолодження для деяких способів гартування, нанесені на діаграму ізотермічного розпаду аустеніту [1]:

- 1 - безперервне; 2 - переривчасте; 3 - сходинокве;  
4 - неповне; 5 - ізотермічне

**Способи гартування сталі.** Залежно від потрібного комплексу властивостей виробів, їх призначення та хімічного складу сталі застосовують різні способи гартування.

Найбільш широко використовують гартування в одному охолоджувальному середовищі, переважно для деталей простої форми. Це - **безперервне гартування**, охолоджуючим середовищем у більшості випадків є вода ( $V_{\text{ох}}=200-600$  °C/с) або масло ( $V_{\text{ох}}=20-120$  °C/с). Кінцева структура — мартенсит і залишковий аустеніт або мартенсит, карбіди і залишковий аустеніт залежно від вмісту вуглецю в сталі.

**Переривчасте гартування** здійснюють у двох охолоджувальних середовищах: спочатку деталь швидко охолоджують у воді до температури дещо вище точки  $M_{\text{Л}}$ , а потім швидко переносять до менш інтенсивного охолоджувача (масла, повітря), де охолоджують до 20 °C. У результаті використання другого охолоджуючого середовища зменшуються внутрішні напруження, які б мали місце за умов швидкого охолодження в одному середовищі (воді), в тому числі й в області температур мартенситного перетворення.

**Сходинокве гартування** використовують для зменшення напружень, деформації та запобігання утворенню тріщин в інструменті з вуглецевих і легованих сталей. Сталь, нагріту до температури гартування, охолоджують у середовищі з температурою, дещо вищою  $M_n$  (180 - 250 °C), і витримують порівняно короткий час. Далі сталь

охолоджують на повітрі до нормальної температури. Внаслідок витримки у середовищі гартування досягають вирівнювання температури за перерізом вибору, проте перетворення аустеніту з утворенням бейніту не відбувається. Мартенситне перетворення відбувається під час охолодження на повітрі (але значно повніше), внаслідок чого сталь зберігає більше залишкового аустеніту порівняно з режимом безперервного гартування.

**Ізотермічне** (бейнітне) **гартування** здійснюють охолодженням сталі у середовищі з температурою вище  $M_n$  (у розплавах солей), з ізотермічним витримуванням у ньому до повного або неповного перетворення аустеніту з наступним охолодженням на повітрі. Кінцева структура — бейніт або бейніт і карбіди, іноді також мартенсит і залишковий аустеніт. Таке гартування використовують для зменшення теплових і структурних напружень, запобігання тріщин і деформації, підвищення конструктивної міцності.

**Гартування з самовідпуском** здійснюють охолодженням лише частини або поверхні виробу у воді або маслі, далі виріб охолоджується на повітрі. Загартована зона при цьому відпускається за рахунок тепла серцевини або тієї частини, що не була занурена в охолоджуючу рідину. Таке гартування застосовують для зменшення залишкових напружень і як заміну наступного низького відпуску, а в окремих випадках — для місцевого гартування при індукційному поверхневому гартуванні.

**Поверхнєве гартування** здійснюють для одержання твердої зносостійкої поверхні й збереження в'язкої серцевини. При індукційному (струмами високої частоти) або газоплазмовому нагріванні поверхні виробу серцевина після охолодження лишається незагартованою.

**Гартування з обробкою холодом** застосовують для усунення залишкового аустеніту, підвищення твердості й зносостійкості, стабілізації розмірів виробів. Обробку холодом виконують одразу після гартування, щоб уникнути стабілізації аустеніту при витримці за нормальних температур. Охолодження виробів здійснюють до температури нижче  $0^\circ\text{C}$  (мінус 30 - мінус  $70^\circ\text{C}$ ), але в інтервалі  $M_n$  —  $M_{\kappa}$  для додаткового перетворення аустеніту на мартенсит. Це підвищує твердість сталей з 0,8-1,1 % С на 1-3 HRC. Проте зростають напруження, тому після обробки холодом вироби піддають відпуску. Таку обробку використовують в основному для вимірювального інструменту, пружин і деталей з цементованих високолегованих сталей, що після гартування зберігають значну кількість залишкового аустеніту.

### **Охолоджувальні середовища при гартуванні**

Швидкість охолодження є основним фактором, який впливає на структуру матеріалу деталей після їх термічної обробки. Швидкість охолодження вимірюють у градусах Цельсія за секунду, тобто °C/с. Під час гартування в лабораторних умовах сталених зразків невеликих розмірів з охолодженням у воді швидкість охолодження досягає 1000°C/с. Під час гартування з охолодженням у маслі швидкість різко зменшується і становить 70—80°C/с. При нормалізації (з охолодженням на спокійному повітрі) швидкість охолодження становить близько 8° C/с, а при відпалюванні з охолодженням разом з піччю швидкість зовсім мала— 0,05—1,00°C/с. Гартівна дія води та інших охолодних середовищ наведена в табл. 13.1.

#### 13.1. Швидкість охолодження в різних охолодних середовищах [18]

Охолодне середовище	Швидкість охолодження, °C/с в інтервалі температур, °C	
	550-650	200-300
10 % - ний розчин їдконого натру у воді	1200	300
10 % - ний розчин кухонної солі у воді	1100	300
Вода чиста при температурі:		
18°C	600	270
25°C	500	270
50°C	100	270
75°C	30	200
Мінеральне масло	150	30
Емульсія масла у воді	70	200
Мильна вода	30	200

**Способи охолодження.** Для забезпечення великої швидкості охолодження, необхідної під час гартування, нагріту деталь занурюють у холодну воду, а деталі з легованих сталей — у машинне масло. Вода є найдешевшим та інтенсивним охолодним середовищем. Для забезпечення ще більшої швидкості охолодження і підвищення гартівної дії води до неї додають їдконого натру або кухонної солі.

Як видно з табл. 13.1, гартівна дія води при підвищенні температури різко знижується, тому велику кількість деталей потрібно гартувати в баку з проточною водою, щоб підтримувалася необхідна температура. Для **зниження швидкості** охолодження у воді до неї додають рідке мило, масляну емульсію або вапняне молоко. Щоб

**забезпечити високу швидкість** охолодження і запобігти утворенню на поверхні охолоджуваної деталі парових бульбашок, деталь треба різко і безперервно переміщувати у воді.

**Нормалізація** відбувається при середній швидкості охолодження. Такої швидкості досягають охолодженням деталі на спокійному повітрі при температурі 10—20° С.

Для **відпалювання** потрібна дуже мала швидкість охолодження (до 0,1 °С/с). Таку швидкість забезпечує охолодження нагрітих деталей разом з піччю протягом 6 - 12 і більше годин. Така мала швидкість охолодження потрібна лише при охолодженні деталі до температури 550 - 500° С.

**Прогартованість і загартованість сталі (фактори, що впливають на ці показники). Методи визначення прогартованості сталі.**

При гартуванні слід розрізняти і розуміти два важливих поняття: загартованість і прогартованість сталі.

**Загартованість** — це здатність сталі набувати максимальної твердості внаслідок гартування. Загартованість визначає вміст вуглецю у сталі. Так, низьковуглецеві сталі (до 0,20 % С) практично не загартуються, їхня твердість внаслідок гартування майже не підвищується.

**Прогартованість** — це глибина загартованої зони або відстань від поверхні зразка сталі до шару, структура якого складається приблизно з однакових об'ємів мартенситу та трооститу. Мірою прогартованості слугує критичний діаметр ( $D_k$ ). Це максимальний діаметр циліндричного зразка, що наскрізь прогартувався у даному охолоджувальному середовищі. Прогартованість кожної сталі визначають експериментально.

Для конструкційних сталей зручно визначати прогартуваність

за товщиною шару, який має мартенситну і напівмартенситну

структуру, тобто структуру з 50% мартенситу і 50% трооститу.

Твердість мартенситу і трооститу, головним чином, залежить від вмісту вуглецю і в меншій мірі від наявності легуючих елементів. У зв'язку з цим твердість напівмартенситної зони може бути відомою, якщо відомий вміст вуглецю в досліджуваній сталі (табл. 13.2).

Для інструментальних заєвтектоїдних сталей у загартованому стані твердість напівмартенситного шару не може бути визначена вмістом вуглецю в зв'язку з наявністю в структурі м'якої складової - залишкового аустеніту. Тому прогартовуваність інструментальних сталей визначають за товщиною загартованого шару з мартенситною структурою, твердість якої становить HRC 60.

13.2. Твердість шару із структурою 50% мартенситу і 50% трооститу [20]

Вміст вуглецю, %	Твердість напівмартенситної зони, HRC	
	вуглецевої сталі	легованої сталі
0,28 - 0,32	35	40
0,33-0,42	40	45
0,43 - 0,52	45	50
0,53-0,62	50	55

Часто за глибину загартованої зони умовно приймають відстань від поверхні до зони з напівмартенситною структурою (50 % мартенситу + 50 % трооститу). Глибину загартованої зони можна визначити на зламі, на макрошліфі або за розподілом твердості в перетині виробу.

У *зламі* крихка загартована зона має гладку блискучу дрібнозернисту поверхню, натомість незагартована пластична зона — нерівну волокнисту з матовим відтінком. Межу між ними добре видно на поверхні зламу. На *протравленому макрошліфі* так само добре видно границю між загартованою і незагартованою зонами. Істотна *зміна твердості в перетині* виробу відповідає границі між загартованою і незагартованою зонами. Твердість напівмартенситної зони залежить від концентрації вуглецю в сталі й визначається за таблицями або за еталонними графіками, побудованими в координатах твердість HRC напівмартенситної зони — концентрація вуглецю в %.

Очевидно, що швидкість охолодження найбільша на поверхні виробу, а в його середині — найменша. Виріб не прогартується наскрізь, коли значення фактичної швидкості охолодження в середині виробу менше від критичної швидкості гартування  $V_{кр}$ . Зі зменшенням критичної швидкості гартування даного матеріалу глибина загартованої зони зростає. Якщо швидкість гартування всередині виробу рівна або більша ніж  $V_{кр}$ , то виріб прогартується наскрізь і

всюди має мартенситну структуру. Якщо перетин охолоджуваного виробу настільки великий, що неможливо досягти критичної швидкості навіть на його поверхні, то такий виріб не гартується зовсім. Як уже згадувалось, критична швидкість гартування пов'язана з положенням кривої початку перетворення аустеніту й може бути оцінена за діаграмою ізотермічного розпаду. Для точнішого знаходження величини цієї швидкості необхідно скористатись діаграмою перетворень аустеніту.

До основних факторів, що впливають на тривкість переохолодженого аустеніту, а, отже, і на положення С-кривої, належать: легувальні елементи, частинки нерозчинені в аустеніті та розмір його зерна.

Легувальні елементи, крім кобальту, збільшують прогартованість, оскільки вони підвищують стійкість переохолодженого аустеніту, зменшуючи критичну швидкість гартування. Однак стійкість аустеніту підвищується лише тоді, коли легувальні елементи повністю розчиняться в ньому.

Нерозчинені в аустеніті частинки - карбіди або оксиди зменшують стійкість аустеніту, бо вони стають додатковими центрами кристалізації.

Величина зерна аустеніту істотно впливає на його стійкість через те, що центри кристалізації нових фаз утворюються на границях зерен аустеніту. Зі збільшенням зерна сумарна поверхня границь зменшується і водночас зменшується також кількість центрів кристалізації.

Важливою характеристикою прогартованості сталі є критичний діаметр заготовки. *Критичним діаметром заготовки*  $D_k$  називають такий максимальний діаметр циліндра із даної сталі, в центрі якого під час гартування у вибраному охолоднику утворюється напівмартенситна структура. В цьому випадку  $D_k$  позначають як  $D_{50}$ . Часто напівмартенситна структура не забезпечує потрібних механічних властивостей виробу. Тоді ставлять вимогу, щоб в центрі виробу замість 50 % мартенситу було, наприклад, 95 % або 99,9 %. У названих випадках критичний діаметр позначають як  $D_{95}$  або  $D_{99.9}$  відповідно. Очевидно, що перехід від напівмартенситної структури до переважно мартенситної зменшить величину  $D_k$ . Зменшується також  $D_k$  внаслідок заміни охолоджувального середовища, наприклад води на мінеральну оливу. Критичний діаметр враховують під час вибору сталі для виготовлення конкретного виробу. Прогартованість сталі визначають експериментально за стандартною методикою.

Для сталей із наскрізною прогартованістю механічні

властивості після гартування і відпуску будуть однаковими по всьому перерізу виробу, тоді як для сталей з неповною прогартуваністю вони різні (рис. 13.5).

Для деталей, які працюють в умовах підвищених напруг і значних динамічних навантажень, необхідно підбирати сталі з високою прогартуваністю. Вона залежить від хімічного складу сталі, величини аустенітного зерна, розміру деталі та умов гартування. Прогартуваність сталі збільшується з підвищенням температури гартування, яка викликає ріст зерна аустеніту, а для заевтектоїдних сталей і більш повний розчин карбідів і насичення аустеніту вуглецем і легуючими елементами (крім С<sub>о</sub>). Крім того, прогартуваність сталі залежить від охолоджувальної здатності середовища, в якому виконують гартування. Із збільшенням інтенсивності охолодження прогартуваність сталі зростає.

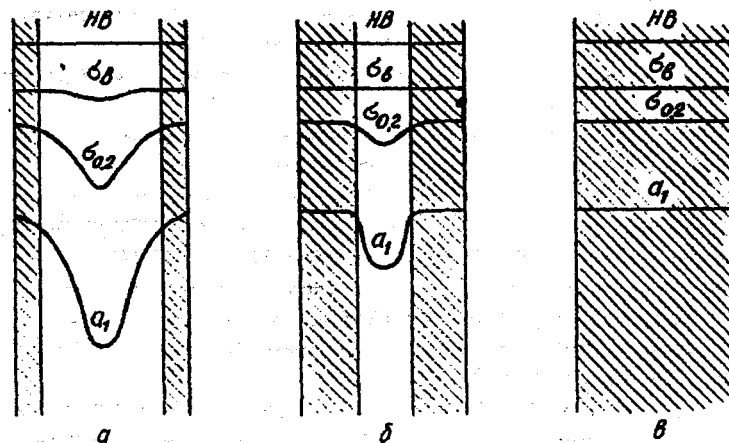


Рис. 13.5. Вплив глибини гартування на механічні властивості загартованих і відпущених сталей різної прогартуваності [20]:

а, б - ненаскрізна прогартуваність сталі;  
в - наскрізна прогартуваність сталі

Існує міжнародний стандартний спосіб визначення характеристики прогартуваності сталі за торцевою пробою. Ця проба виконується шляхом гартування з охолодженням водою із торця спеціального зразка, розміри якого показані на рис. 13.6.

Структура зразків сталі перед випробуванням повинна відповідати структурі після нормалізації. Температура аустенітизації зразків із сталей різних груп залежно від вмісту вуглецю наведена в табл. 13.3.

Зразки нагрівають у соляній ванні або муфельній печі. Якщо нагрівання виконують у печі без захисної атмосфери, то зразок



поміщають у сталевий циліндричний стакан, в якому він упирається нижнім торцем на графітову або вугільну пластину, і закривають кришкою (рис. 13.6,б). Час витримування зразка при досягненні температури аустенізації становить 30хв. Гартування зразків проводять у спеціальній установці (рис. 13.7), розміщеній на такій відстані від печі (ванни), щоб час їх перенесення до початку охолодження не перевищував 5с.

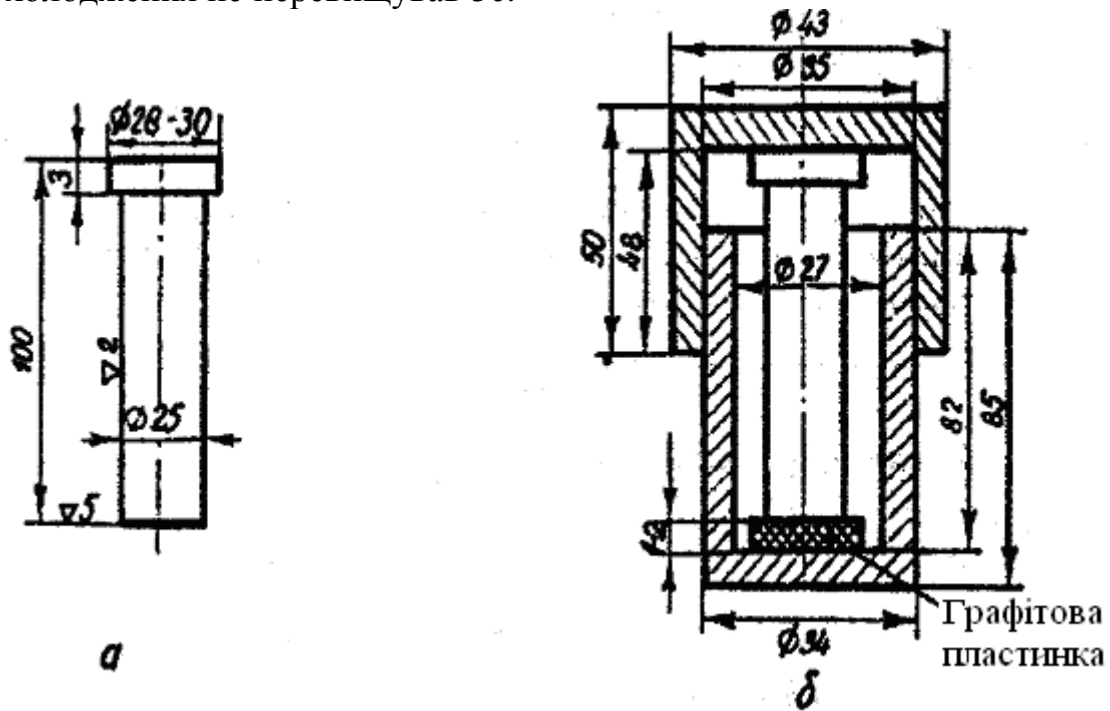


Рис. 13.6. Стандартний зразок для визначення прогартуваності сталі (а) та пристосування для запобігання знеуглецьовуванню сталі при нагріванні зразка (б) [20]

### 13.3. Температура аустенізації зразків із сталей різних груп [20]

№	Група сталі	Вміст вуглецю, %	Температура аустенізації, °С
1	Вуглецеві, марганцевисті, хромисті і хромомолібденові, хромонікелеві (вміст хрому до 1,25% і нікелю до 2%) і нікелемолібденові	0,25	900
		0,26	870
		0,37	840
		0,55	820
2	Кремністі, кремніємарганцевисті, хромокремніємарганцевисті та хромомолібденованадієві	0,15	900
		0,25	880
		0,45-0,65	870

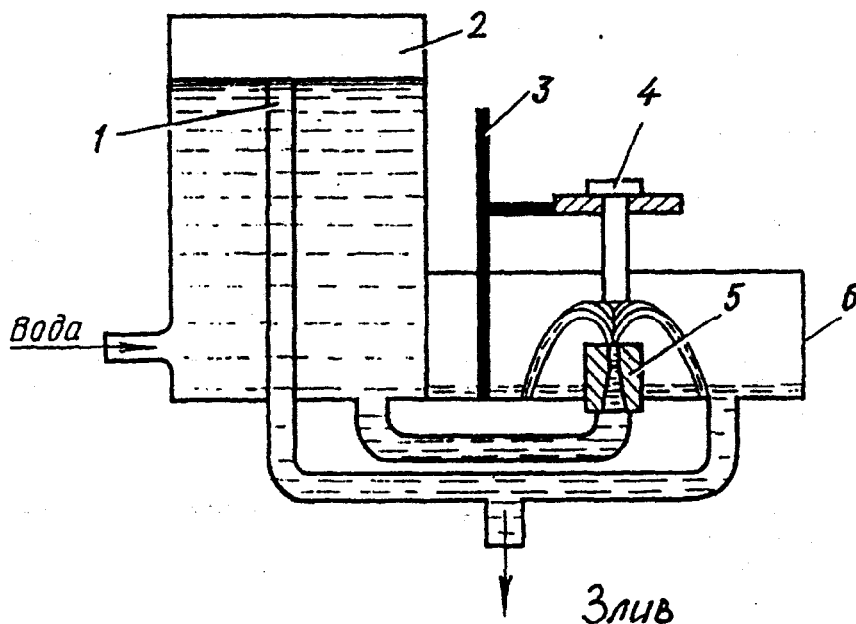


Рис. 13.7. Установка для торцевого гартування [20]:  
 1 - зрівняльна трубка для утворення постійного напору води; 2 - бак;  
 3 - штатив; 4 - зразок; 5 - сопло; 6 - зливна коробка

Прогартуваність буде визначена відстанню в мм від торця зразка до напівмартенситної зони (рис. 13.8).

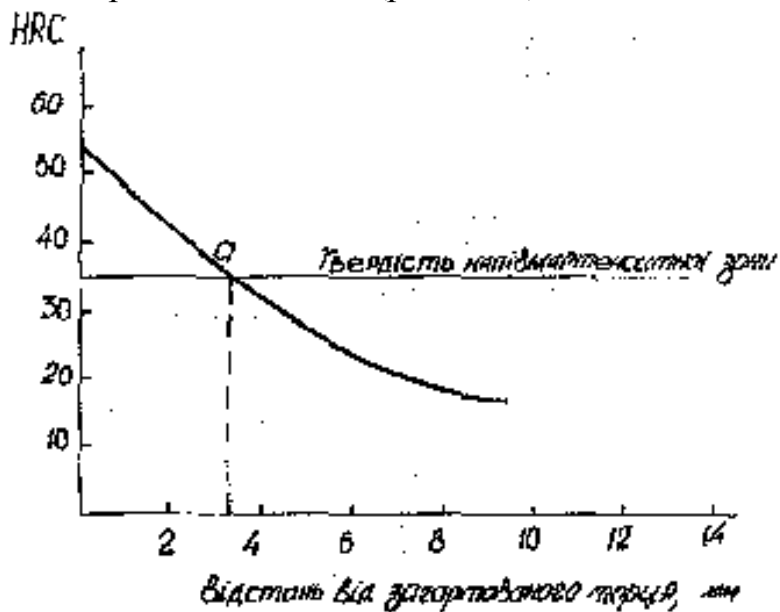


Рис. 13.8. Крива прогартуваності [20]

Для практичної оцінки прогартуваності сталей користуються такою характеристикою як критичний діаметр  $D_k$ .

Критичний діаметр сталі - це максимальний діаметр

циліндричного прутка, який прогартується наскрізь в даному охолоджувальному середовищі (рис. 13.9).

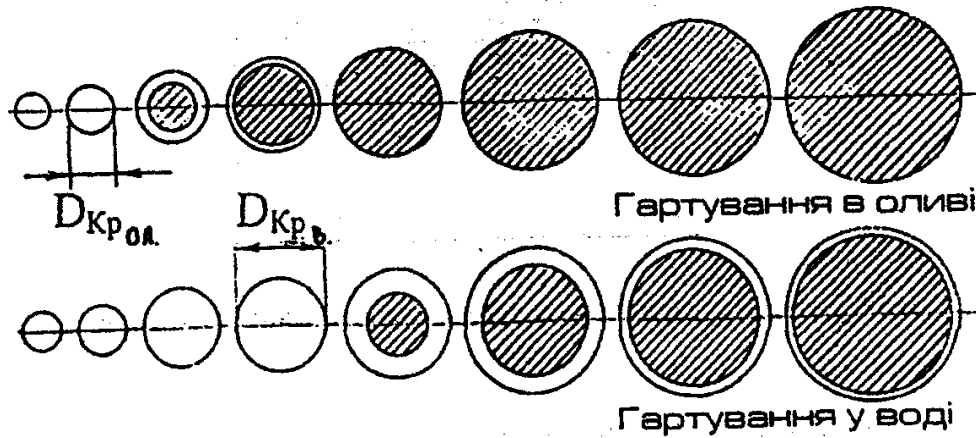


Рис. 13.9. Прогартуваність круглого прокату різних розмірів при охолодженні у воді та оливі [20]: заштрихована зона незагартована

**Вуглецеві сталі** при гартуванні з нагріванням до звичайно прийнятих температур і при охолодженні у воді прогартовуються наскрізь в деталях перерізом до 12 - 15 мм.

**Леговані сталі** з високим вмістом легуючих елементів можуть прогартуватись у перерізі до 200 - 300 мм при менш інтенсивному охолодженні (олива, повітря).

Щоб не ставити критичний діаметр у залежність від охолоджуючого середовища, вводять поняття ідеального критичного діаметра  $D^\infty$ . Він відповідає максимальному перерізу прутка, який прогартується наскрізь в ідеальному охолоджуючому середовищі з безкінечно великою швидкістю.

Користуючись номограмами (рис. 13.10), з достатньо високою точністю можна визначити прогартуваність для виробів простої геометричної форми (циліндр, куля, квадрат, паралелепіпед), якщо відомий один із критичних діаметрів залежно від охолоджуючого середовища.

Наприклад, відомо, що ідеальний критичний діаметр  $D_\infty$ , становить 100 мм. Для визначення реальних критичних діаметрів при охолодженні у воді ( $D_{кр.в.}$ ), оливі ( $D_{кр.ол.}$ ) чи на повітрі ( $D_{кр.пов.}$ ) із точки 100мм, що на верхній шкалі абсцис, необхідно спочатку опустити перпендикуляр на лінію ідеального охолодження ( $\alpha = \infty$ ), а потім із точки перетину провести вліво горизонтальну пряму до перетину з нахиленими лініями "вода 20°C", "мінеральна олива" і "повітря". Опустивши із точок перетину перпендикуляр на нижню шкалу абсцис, знаходимо значення критичних діаметрів сталі залежно від охолоджувального середовища. В даному випадку вони матимуть такі

значення:  
 $D_{крв} = 90\text{мм}$ ;       $D_{круп} = 70\text{мм}$ ;       $D_{круп} = 10\text{ мм}$ .

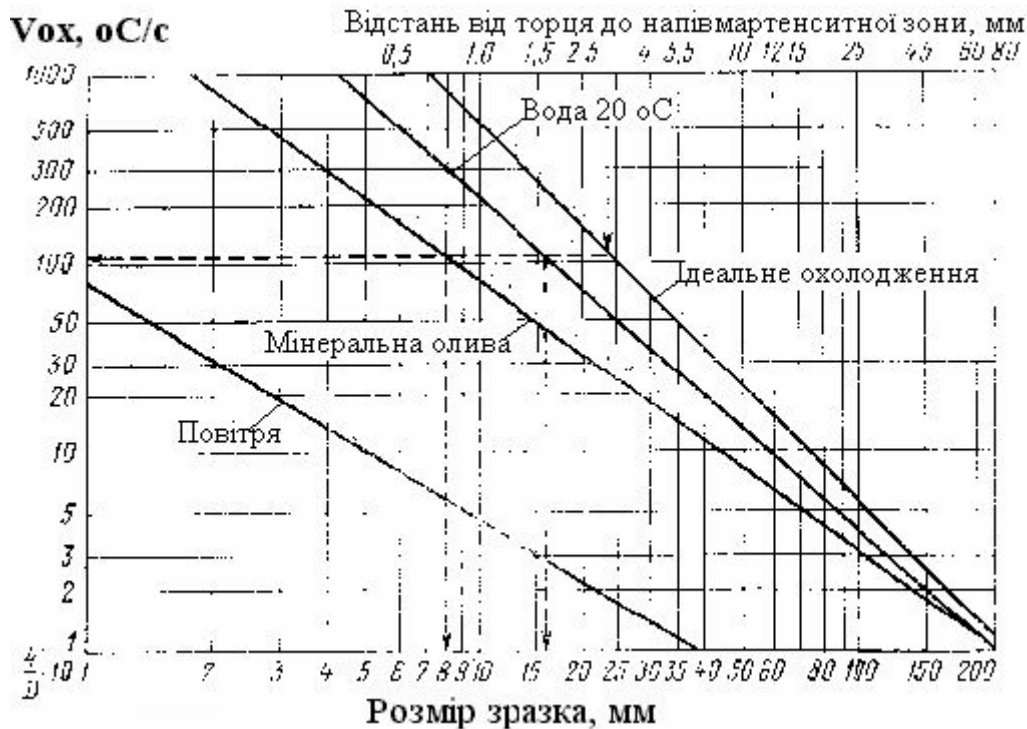


Рис. 13.10. Номограма для визначення прогартуваності сталі [20]

### **Дефекти при термічній обробці сталі**

Під час термічної обробки, перш за все при гартуванні сталі, відбуваються об'ємні зміни, які залежать від температури, швидкості охолодження і структурних перетворень. Це призводить до виникнення внутрішніх напружень, які зумовлюють утворення тріщин, жолоблення виробів тощо. Розрізняють внутрішні напруження: першого, другого і третього роду.

Внутрішні напруження першого роду (зональні) виникають між різними частинами виробу і залежать від швидкості та рівномірності охолодження, розмірів і форми виробу, а також властивостей сталі. Такі напруження інколи називають *термічними напруженнями*.

Внутрішні напруження другого роду виникають між фазами внаслідок різних коефіцієнтів їхнього розширення або утворення нових фаз з різними об'ємами. Оскільки ці напруження виникають між окремими елементами структури, їх називають *структурними напруженнями*.

Внутрішні напруження третього роду виникають в

об'ємах, що відповідають кільком елементарним коміркам кристалічної ґратки.

У цілому будь-які напруження викликають однаковий ефект, створюючи пружні деформації та викривлення кристалічної ґратки сплавів, зумовлюють зменшення конструкційної міцності виробів. Загартована сталь після охолодження завжди знаходиться у структурно напруженому стані (залишкові напруження). Необхідним і надійним заходом для зменшення негативного впливу залишкових напружень є відпуск. Після проведення відпуску при 550 °С протягом 15-30 хв напруження гартування практично зникають.

*Дефекти і брак при відпалі та нормалізації.* У процесі відпалювання та нормалізації може виникати непоправний і поправний брак (дефект). Найбільш розповсюдженими видами дефектів і браку є окислювання, знеуглецьовування, перегрів і перепал сталі.

*Окислювання.* При нагріванні в полумєневих або електричних печах поверхня сталі стикається з грубними газами. У результаті метал окисляється і на деталях утворюється окалина. З підвищенням температури і збільшенням часу витримки окислювання різке зростає. Утворення окалини не тільки викликає угар (втрату) металу, але і змінює геометричну форму деталей. Поверхня сталі під окалиною виходить роз'їденою і нерівною, що утрудняє обробку металу різальним інструментом. Окаліну з поверхні деталей видаляють травленням у сірчаній кислоті або очищенням у дробоструйних установках.

Знеуглецьовування, тобто вигоряння вуглецю з поверхні деталей, завжди відбувається при окислюванні сталі. Знеуглецьовування різко знижує міцні властивості конструкційної сталі. Крім того, знеуглецьовування поверхні може викликати утворення гартівних тріщин і короблення. Особливо велике знеуглецьовування спостерігається при нагріванні металу в електричних печах. Для запобігання окислювання деталей, а отже, знеуглецьовуванню в процесі відпалювання, нормалізації та загартування застосовують безоxygenні (захисні) атмосфери.

*Перегрівання.* При нагріванні сталі вище визначених температур у ній відбувається швидкий ріст зерен. Це явище називають перегріванням. При перегріванні сталі відбувається не тільки ріст зерен, але й окислювання границь, що веде до зниження пластичних властивостей сталі. Перегріта сталь при загартуванні дає підвищений брак по тріщинах. Перегрівання металу може бути виправлене наступною термічною обробкою — відпалом або

нормалізацією.

**Перепал** виходить у результаті тривалого перебування металу в печі при високій температурі (близька до температури плавлення). Фізична сутність *перепалу* полягає в тому, що кисень з навколишньої атмосфери при високому нагріванні проникає всередину металу, що нагрівається, і окислює границі зерен, іноді навіть оплавляє їх. У результаті окислювання механічний зв'язок між зернами слабшає, метал втрачає пластичність і стає крихким. Перепалений метал є непоправним браком.

**Дефекти, що виникають при загартуванні.** У процесі загартування при охолодженні сталі в результаті структурних перетворень і зміни обсягу металу з'являються внутрішні напруження, що приводять до утворення тріщин, деформації та короблення. Нагрівання в окисній атмосфері призводить до окалиноутворення, знеуглецьовування, появи м'яких плям і зниження твердості.

**Гартівні тріщини** — це непоправний брак, що утворюється з процесі термічної обробки. У матрицях і кувальних штампах великих розмірів, гартівні тріщини можуть з'являтися навіть при загартуванні в оливi. Тому їх доцільно охолоджувати до 150—200° С з швидким наступним відпуском. Тріщини виникають при неправильному нагріванні (перегрівi) і великій швидкості охолодження через складну конструкцію деталей тобто: різкі переходи розмірів поверхонь, грубі різки, що залишилися після механічної обробки, гострі кути, тонкі стінки тощо.

Гартівні тріщини утворюються найчастіше при занадто різкому охолодженні або нагріванні. Це часто спостерігається при загартуванні легованих сталей. Гартівні тріщини звичайно розташовуються в кутах деталей або інструмента і мають дугоподібний або звивистий вид. У процесі поверхневого загартування при нагріванні струмами високої частоти (СВЧ) або газовим полум'ям, коли охолодження ведеться занадто холодною водою або при перегріві металу, гартівні тріщини утворюються на поверхні деталей у вигляді дрібної сітки.

**Деформація і короблення** деталей відбувається в результаті нерівномірних структурних і зв'язаних з ними об'ємних перетворень, а також виникнення внутрішніх напружень при охолодженні. При загартуванні сталі короблення в багатьох випадках відбувається і без значних об'ємних змін, у результаті нерівномірного нагрівання та охолодження металу. Якщо, наприклад, деталь невеликого перетину і великої довжини нагрівати тільки з одного боку, то вона згинається. Нагріта сторона деталі при цьому подовжується завдяки тепловому розширенню і стає опуклою, а протилежна — увігнутою.

Нагрівати та охолоджувати деталі при загартуванні необхідно рівномірно. При зануренні деталей та інструмента в гартівне середовище треба враховувати їх форму та розміри. Способи занурення деталей та інструмента в гартівний бак показані на рис. 13.11.

Деталі, що мають товсті та тонкі частини, занурюють у гартівне середовище спочатку товстою частиною, довгі осьові (штоки,

протяжки, свердла, мітчики тощо) — у строго вертикальному положенні, а тонкі плоскі (диски, відрізні фрези, пластинки тощо)— ребром. Велику кількість деталей — зубчасті колеса, диски, плити, щоб уникнути деформацій — гартують у спеціальних штампах під гідравлічним пресом.

**Знеуглецьовування** відбувається в основному при нагріванні в електричних печах і рідких середовищах (соляних ваннах). Знеуглецьовування інструмента — самий серйозний дефект при загартуванні, бо він у кілька разів знижує стійкість інструмента.

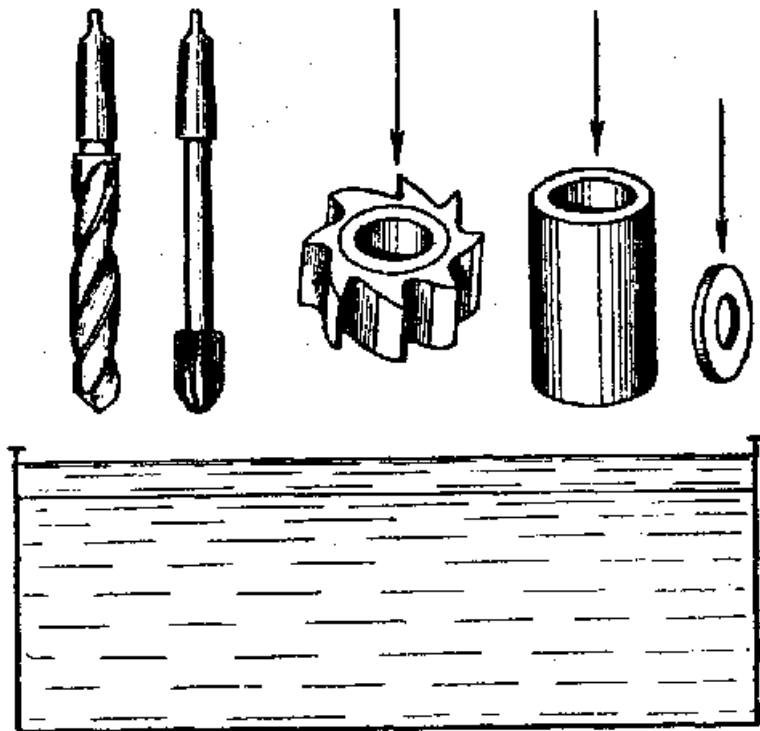


Рис. 13.11. Способи занурення деталей та інструмента у гартівний бак [21]

**М'які плями** - це ділянки на поверхні деталі або інструмента зі зниженою твердістю. При охолодженні у воді на поверхні, що гартується, утвориться парова сорочка, що має погану теплопровідність, у результаті чого на поверхні з'являються «м'які плями», тобто місця зі зниженою твердістю. М'які плями цілком усуваються при загартуванні у підсоленій воді.

**Низька твердість** найчастіше спостерігається при загартуванні інструмента. Причинами низької твердості є недостатньо швидке охолодження в гартівному середовищі, низька температура гартування, а також мала витримка при нагріві під гартування. Для виправлення цього дефекту деталь або інструмент спочатку піддають

високому відпуску при температурі 600—625°C, а потім — загартуванню при оптимальній температурі.

**Перегрівання** при загартуванні робить структуру грубозернистою з блискучим зламом і, отже, погіршує механічні властивості сталі.

**Недогрівання** виходить у тому випадку, якщо температура загартування була нижче критичної точки  $A_{c3}$  — для доевтектоїдних сталей і  $A_{c1}$  — заевтектоїдних сталей. При недогріві структура загартованої сталі складається з мартенситу та зерен фериту, що, як відомо, має низьку твердість. Недогрів можна виправити відпалом з наступним загартуванням при оптимальній температурі.

**Відпуск сталі та його різновиди залежно від призначення.** Відпуск загартованої сталі є завершальною операцією її термічної обробки, яка здійснюється для надання сталі потрібних механічних властивостей.

**Відпуск** - це нагрівання загартованої сталі до температур, нижчих  $A_1$ , витримування її за цієї температури та поступове охолодження до кімнатної температури. Мета відпуску - переведення нерівноважної структури загартованої сталі у більш рівноважний стан, підвищення в'язкості та пластичності сталі, зменшення її твердості. Відпуском також знімають внутрішні напруження, які виникають під час гартування. Основний вплив на властивості сталі має температура відпуску. Залежно від температури розрізняють три види відпуску.

**Низькотемпературний** (низький) **відпуск** здійснюють при нагріванні сталі до 150-250 °C протягом 1,5-3 год. Під час цього тетрагональний мартенсит гартування перетворюється на мартенсит відпуску (кубічний), дещо знижується твердість і крихкість, зменшуються внутрішні напруження гартування. Такому відпуску піддають різальні та вимірювальні інструменти з вуглецевих і легированих сталей, а також вироби після цементації.

**Середньотемпературний** (середній) **відпуск** здійснюють при температурі 300-450 °C для обробки деталей, що працюють за умов тертя і динамічних навантажень (штампи, пружини, ресори). Структура сталі для середнього відпуску — троостит відпуску або троостито-мартенсит, твердість сталі 40-50 HRC. Це забезпечує високий поріг пружності, в'язкості та опір розриву сталі.

**Високотемпературний** (високий) **відпуск** проводять при температурі 500-680°C. При цьому відбувається збільшення розміру і сфероїдизація дисперсних карбідних часток, зростає феритне зерно і утворюється сорбіт відпуску. Високий відпуск створює найкраще співвідношення міцності й в'язкості сталі. Тому термічну обробку, яка складається з гартування та високого відпуску, називають



*поліпшенням.*

Високий відпуск застосовують для обробки деталей з середньовуглецевих (0,3-0,5 %С) і спеціальних сталей, що працюють при підвищених і динамічних навантаженнях (вали, осі, елементи кріплення). Високий відпуск протягом 1-2 год повністю знімає залишкові напруження, що виникають при гартуванні. Залежно від габаритів виробу тривалість високого відпуску може складати 1-6 год.

### **Технологія проведення відпуску**

Температуру і час відпуску вибирають виходячи з необхідних для деталей механічних властивостей, використовуючи діаграми залежності механічних властивостей від температури відпуску. Однак ці діаграми побудовані для визначеного хімічного складу. Фактично, внаслідок коливання хімічного складу сталі в межах марки, виникає коливання механічних властивостей (рис. 13.12).

Велике значення для одержання заданих механічних властивостей має тривалість витримки при відпустці. Її вибирають так, щоб забезпечити повний прогрівання виробу і додаткову витримку для одержання заданих властивостей. Чим вище температура, тим менше повинна бути витримка для одержання однакових властивостей (рис. 13.13).

Температура відпуску звичайно вибирається залежно від заданої твердості. У цьому випадку виріб гартується на максимальну твердість, а потім відпуском твердість знижується до заданої. Зміна твердості при відпуску загартованої вуглецевої сталі, що містить 0,8%С, наведено на рис. 13.13.

Для одержання більш високої пластичності та в'язкості при однаковій міцності вигідно застосовувати більш високу температуру відпуску. Але це потребує високої кваліфікації терміста. Практично для верхньої і нижньої меж за хімічним складом застосовуваних марок сталей необхідно побудувати відповідні графіки і за ними встановлювати режим відпуску (рис. 13.14, 13.15).

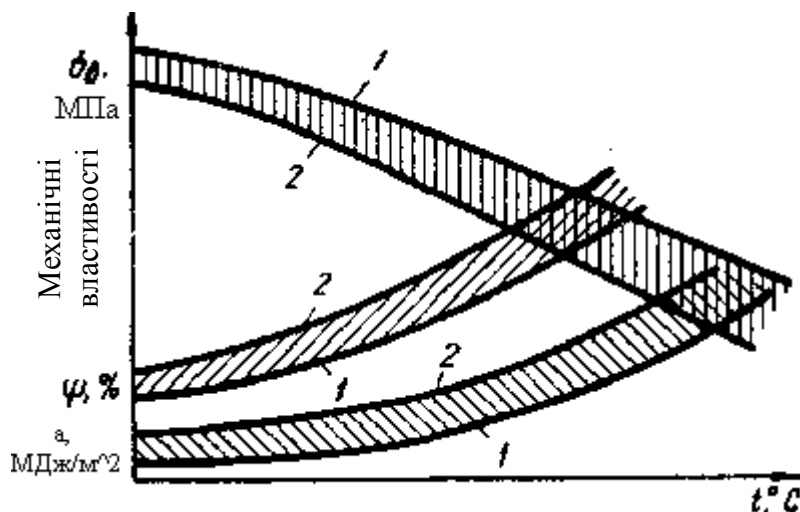


Рис. 13.12. Криві залежності механічних властивостей від температури відпуску для однієї марки сталі:  
 1 — верхня межа; 2 — нижня межа за хімічним складом [22]

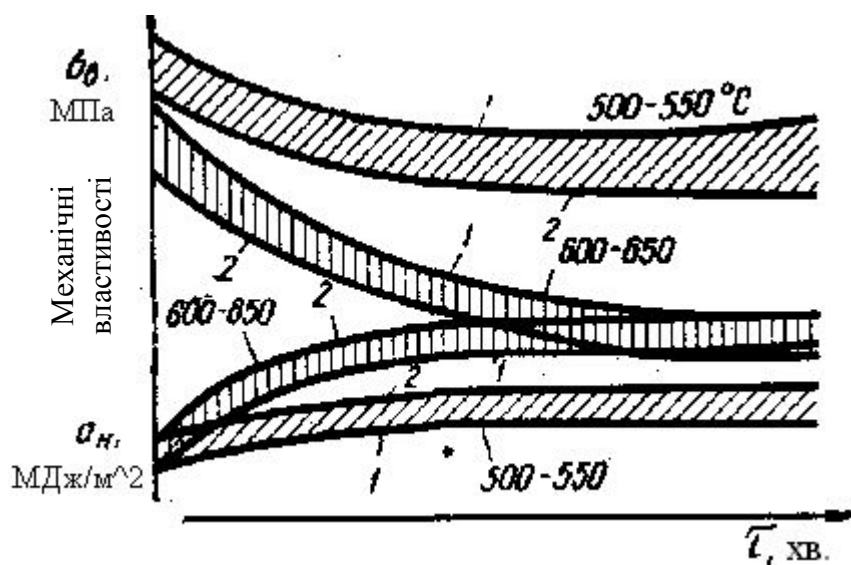


Рис. 13.13. Криві залежності механічних властивостей сталі від температури і витримки при відпуску [22]:  
 1 - верхня межа; 2 - нижня межа за хімічним складом

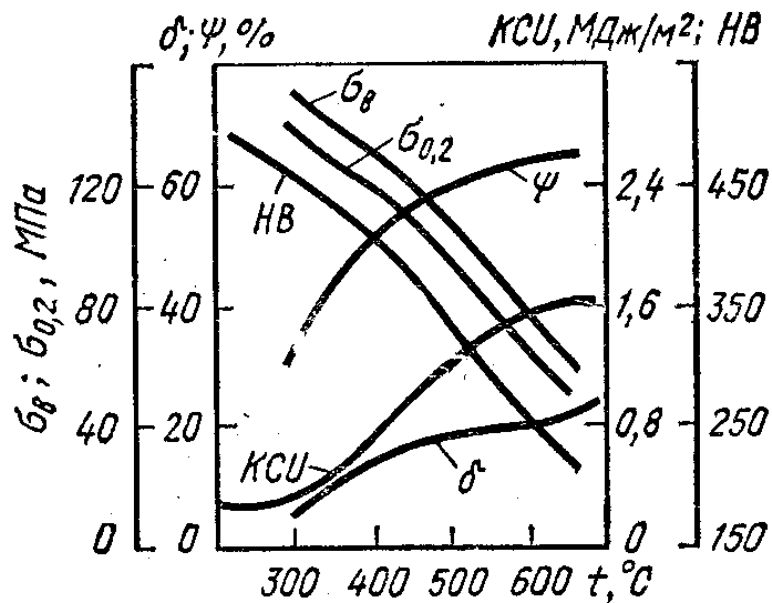


Рис. 13.14. Зміна механічних властивостей загартованої сталі, що містить 0,4 % С, залежно від температури відпуску [2]

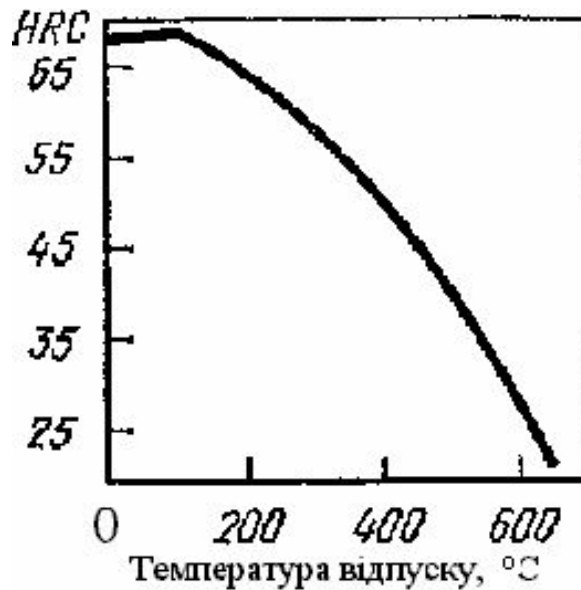


Рис. 13.15. Зміна твердості вуглецевої сталі при відпуску загартованої евтектоїдної сталі з 0,8 % С [2]

### **Термомеханічна обробка сталі та її різновиди**

Відомо, що пластична деформація змінює характер розподілу та збільшує кількість дефектів кристалічної будови металів. Оскільки дефекти кристалічної ґратки значною мірою впливають на формування структури сплавів під час фазових перетворень, то пластичну деформацію перед фазовими перетвореннями або під час їх

розвитку можна використовувати для створення оптимальної структури термічно обробленого сплаву.

**Термомеханічна обробка** (ТМО) - це деформаційно-термічна обробка, що включає пластичну деформацію, яка завдяки підвищеній щільності дефектів впливає на формування структури під час фазових перетворень, які відбуваються у процесі термічного впливу. ТМО відкриває можливості значного підвищення міцності й ударної в'язкості (у 1,5-2 рази) при незначному зниженні пластичності порівняно з властивостями аналогічної сталі після гартування та низького відпуску.

Сутність ТМО зводиться до того, що перед фазовим перетворенням (або під час нього) здійснюють пластичну деформацію високо-температурної фази. Внаслідок цього під час гартування фазове перетворення відбувається в наклепаному або частково рекристалізованому стані. Підвищення міцності після ТМО пояснюють подрібненням зерен аустеніту внаслідок його деформації, подрібненням блоків і підвищенням щільності дислокацій у 3-4 рази порівняно зі звичайним гартуванням. Наступне гартування такого деформованого аустеніту зумовлює утворення дрібних пластин мартенситу та зменшення напружень другого роду. Це позитивно впливає на пластичність і в'язкість сталей.

Залежно від температури деформації розрізняють: високо- (ВТМО) і низькотемпературну (НТМО) термомеханічну обробку.

**Високотемпературна термомеханічна обробка** полягає у нагріванні сталі до температури, вище точки  $A_3$ , витримуванні при цій температурі, пластичному деформуванні при температурах вище температури рекристалізації ( $T_p$ ) та охолодженні зі швидкістю, що перевищує критичну  $V_{кр}$  (рис. 13.16, а). Суть ВТМО полягає в тому, що після гарячої деформації та гартування одержують твердий розчин з перекристалізованою структурою, тобто з підвищеною кількістю дефектів внутрішньої будови (вільних дислокацій, границь зерен, субзерен).

При проведенні ВТМО слід виконувати три умови: одержувати по завершенню деформації перекристалізовану структуру; запобігати можливій рекристалізації по закінченню гарячої деформації; досягати необхідного для старіння ступеня пересичення твердого розчину. Підвищення властивостей сталі після ВТМО пояснюють тим, що мартенситне перетворення відбувається в сталі з певною субструктурою внаслідок деформації. Так, після ВТМО сталі 50ХН4М (нагрівання до 1050-1100 °С, деформація на 25-30 % при температурі 900-950 °С, гартування, низький відпуск) досягають  $\sigma_B = 2600 - 2700$

МПа,  $\delta = 8 - 10 \%$ , КСУ = 56 Дж/см<sup>2</sup>.

**Низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО)** складається з режимів нагрівання сталі до температури, вище точки  $A_3$  (1100-1150 °С); охолодження до  $T_p$  - температури стабільності аустеніту (нижче  $A_1$  і вище  $M_p$  - 450-550 °С); пластичної деформації при цій температурі на 75-95%; охолодження (гартування) зі швидкістю, що забезпечує утворення мартенситу; низького відпуску при 150-200 °С (див. рис. 13.16, б).

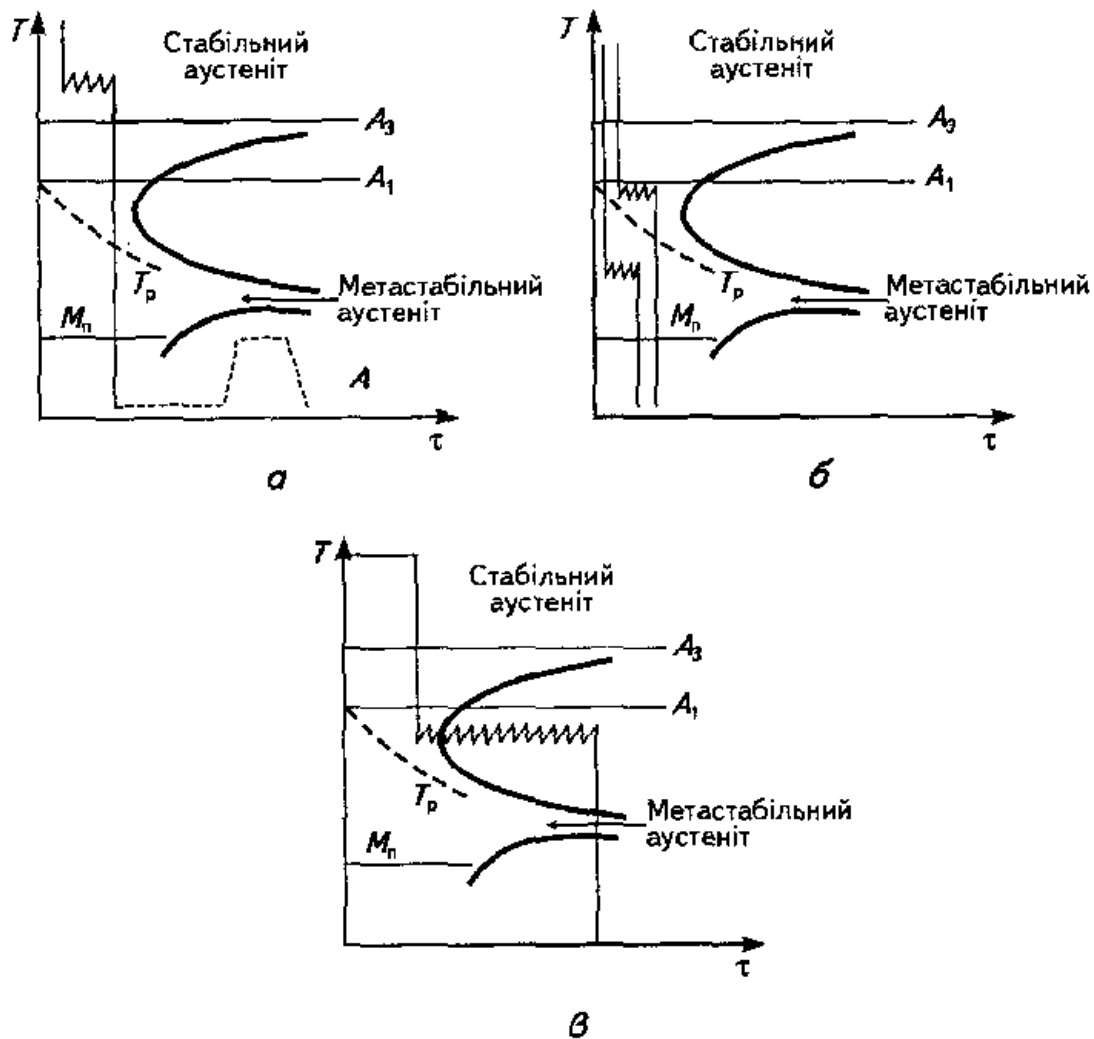


Рис. 13.16. Температурно-часові схеми режимів термомеханічної обробки [1]:

а - ВТМО; б - НТМО; в - ізоформінг;  $T_p$  - температура рекристалізації;  $M_p$  - температура початку мартенситного перетворення; А - режим відпуску

Внаслідок такої обробки міцність  $\sigma_v$  підвищується до 2800-3000 МПа, пластичність  $\delta$  - на 6-8 %, ударна в'язкість - у 1,5-2 рази порівняно зі звичайною термічною обробкою. Оскільки аустеніт піддають деформації у метастабільному стані, то доцільно у такий спосіб обробляти сталі зі значною стабільністю аустеніту в інтервалі температур деформування (у надмартенситній зоні). Іноді таку обробку за режимом НТМО називають *аусформінгом*.

Термомеханічну обробку, за якої сталь нагрівають вище точки  $A_3$ , охолоджують до температури максимуму на кривій ізотермічного розпаду аустеніту (рис. 5.16, в) та деформують не тільки перед початком розпаду, але й під час усього процесу перетворення метастабільного аустеніту на перліт, називають *ізоформінгом*.

За всіх випадків при термомеханічній обробці перетворення відбувається після деформації сталі.

#### ***Технологія термічної обробки чавунів***

Особливістю термічної обробки чавунів на відміну від сталі є необхідність строгого врахування структурного стану та властивостей вихідного чавуну. Специфічними процесами термічної обробки чавунів є графітизація, тобто розкладання цементиту для зменшення кількості зв'язаного вуглецю; розчинення графіту та збагачення вуглецем аустеніту, що зумовлює збільшення кількості перліту у структурі чавуну.

Термічна обробка чавунів сприяє зменшенню внутрішніх напружень у виливках, одержанню стабільної структури і розмірів зерен, підвищенню твердості та стійкості проти спрацювання у спосіб гартування та відпуску, надає білому чавуну підвищеної міцності та пластичності відпалюванням.

Основними видами термічної обробки сірого чавуну є: відпал; нормалізація; гартування (об'ємне, поверхневе) та відпуск.

***Низькотемпературний відпал*** (500-600°C), або штучне старіння, протягом 1-8 год здійснюють повільним нагріванням (70-100 °C/год) і повільним охолодженням разом з піччю (20-50 °C/год) до 250 °C і далі — на повітрі. Застосовують його для зняття напружень, запобігання деформації й тріщиноутворення під час механічної обробки та експлуатації.

***Середньотемпературний відпал*** (680-750°C) -графітизуючий, застосовують для зменшення твердості, підвищення пластичності та ударної в'язкості, поліпшення оброблюваності. Залежно від потрібної структури тривалість відпалювання змінюють у межах 1-4 год.

***Високотемпературний відпал*** (850-950 °C) - графітизуючий (0,5-5,0 год), використовують для зменшення твердості та поліпшення

оброблюваності. Проводять шляхом повільного нагрівання і охолодження з піччю до 250 °С, далі - на повітрі.

**Нормалізацію** (охолодження на повітрі) від 850-950°С застосовують для підвищення твердості та зносостійкості.

**Гартування** у воді або маслі від 850-930 °С з витримуванням при нагріванні 0,5-3,0 год використовують для підвищення твердості до 500 НВ, міцності та зносостійкості.

**Ізотермічне гартування** чавуну переважає традиційні види підвищення твердості та зносостійкості виробів, проте ускладнює обробку різанням. Воно зводиться до аустенітизації та наступного ізотермічного розпаду аустеніту в проміжній області С-подібної діаграми з утворенням переважно структури бейніту. Ізотермічне гартування чавуну складається з двох етапів:

- аустенітизації при 820-900 °С та витримування за цієї температури 0,2-1,5 год;
- переохолодження аустеніту з наступним розпадом його в ізотермічних умовах в інтервалі температур від 250-300 до 450-500 °С.

Швидко нагріваючи поверхню чавуну до 840-950 °С струмами високої частоти, газовим полум'ям тощо і охолоджуючи у воді, маслі та інших охолоджувальних середовищах здійснюють *поверхнєве гартування*. Це забезпечує підвищення твердості до 55 HRC та стійкості проти спрацювання.

Відпуск виробів із сірих чавунів застосовують для усунення термічних напружень, підвищення в'язкості та пластичності. При цьому температура відпуску становить 250-600 °С, тривалість — 1-3 год залежно від потрібної твердості.

Термічну обробку білого чавуну проводять для одержання з нього ковкого чавуну з високою міцністю та пластичністю, застосовуючи для цього спеціальний режим графітуючого відпалювання. Для цього використовують білий чавун з досить вузьким інтервалом вмісту легуючих елементів: 2,4 - 2,8 % С; 0,8 - 1,4 % Si; < 1 % Mn; < 0,1 % S; < 0,1 % P.

Під час графітуючого відпалювання цементит у чавуні розпадається з утворенням фериту і графіту або перліту і графіту. Феритний ковкий чавун на зламі має темний колір, тому його називають чорносердечним. Злам перлітного чавуну сірий і його називають білосердечним.

Сучасний процес графітуючого відпалювання складається з двох стадій (рис. 13.17).

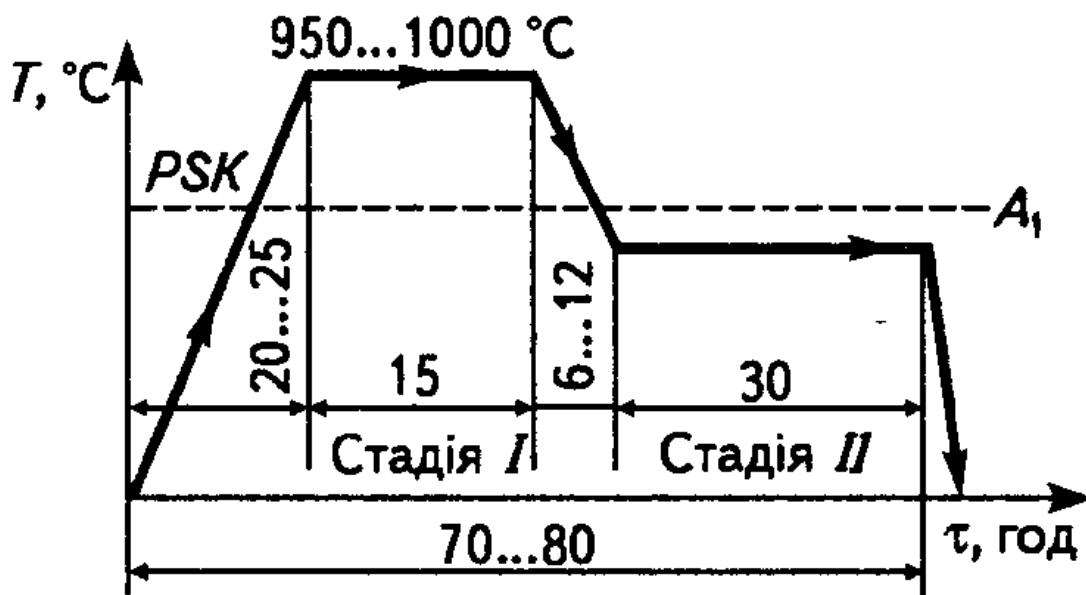


Рис. 13.17. Графік режиму графітизуючого відпалювання для отримання ковкого чавуну [1]

Перша стадія - рівномірне нагрівання до 950 - 1000 °С. За цієї температури відбувається графітизація надлишкового цементиту (10-15 год), потім чавун охолоджують з піччю до 740 °С зі швидкістю 70-100 °С/год.

Друга стадія - ізотермічна обробка при такій же температурі (протягом майже 30 год), після чого чавун охолоджують на повітрі. На цій стадії графітується цементит перліту. Остаточна структура після графітизуючого відпалювання складається з фериту та графіту у формі пластівців.

Перлітний ковкий чавун отримують у результаті неповного відпалювання: після першої стадії графітизації при 950-1000°С чавун охолоджується з піччю, друга стадія графітизації не проводиться. Для підвищення в'язкості перлітний чавун піддають сфероїдизації при 700-750 °С, за якої отримують структури зернистого перліту.

При термічній обробці ковких чавунів для підвищення міцності та зносостійкості їх піддають гартуванню з відпуском або нормалізації. Гартування здійснюють від 850 - 900 °С з охолодженням у маслі або воді, відпуск - залежно від потрібної твердості (у більшості випадків при 650-680 °С). Гартування можна здійснювати також після першої стадії графітизації при температурі 850-880 °С з наступним високим відпуском. Застосовують також режим поверхневого гартування.



Нормалізацію ковкого чавуну здійснюють нагріванням до 850-900°C з витримуванням 1-1,5 год і наступним охолодженням на повітрі. Якщо нормалізовані вироби мають підвищену твердість, їх після цього піддають високому відпуску при 650-680°C протягом 1-2 год.

Термічну обробку високоміцного чавуну проводять для того, щоб зняти внутрішні напруження (на 80-90 %) виливків складної форми. Для цього їх повільно нагрівають до 500 °С, витримують за цієї температури 2-3 год і охолоджують з піччю до 200 °С, а далі - на повітрі.

Виливки чавуну зі структурно вільним цементитом, для полегшення обробки їх різанням, піддають графітуючому відпалюванню при 900-950 °С протягом 2-5 год з наступним охолодженням у печі.

Для підвищення порогу міцності й зносостійкості виливків відповідального призначення (колінчастих валів, коліс) застосовують нормалізацію від 900-950°C (витримування 2-3 год). Далі здійснюють відпуск при 550-600°C і охолодження з піччю. Досить обмежено через можливість розтріскування використовують гартування від 900 °С у маслі для підвищення твердості та стійкості проти спрацювання. Значне підвищення цих характеристик забезпечує також ізотермічне гартування за режимом: нагрівання до 850-880 °С, витримування 30-45 хв, перенесення до ванни з температурою 300-350°C, витримування 60 хв і охолодження на повітрі. Для забезпечення втомної міцності важконавантажених виробів використовують поверхневе гартування струмами високої частоти від 900-1100°C. Температуру вибирають залежно від структури вихідного чавуну.

## **ЛЕКЦІЯ № 14. Поверхнєве зміцнення. Поверхнєве гартування сталі. Хіміко - термічна обробка металів**

### ***Поверхнєве гартування***

Головною метою поверхнєвого зміцнення сталєх деталей машин є отримання високої мїцності та твердостї на поверхнї виробу в поєднаннї з достатньо в'язкою серцевиною. Цього неможливо досягти при застосуваннї об'ємного гартування деталї (зміцнення по всьому перерїзу). При об'ємному гартуваннї сталєх деталей при високїй твердостї та мїцностї завжди буде ймовїрность крихкого руйнування сталї. Пїдвищення температури вїдпуску загартованої деталї забезпечить збїльшення в'язкостї, але при цьому твердїсть та мїцность помїтно зменшаться.

Для ряду виробів у машинобудуваннї (вали, осї, шестернї тощо) використовують рїзнї методи поверхнєвого зміцнення, такї як загартування струмами високої частоти, хїміко-термічна обробка, що забезпечують високу твердїсть та зносостїйкїсть робочих поверхонь, зберїгаючи при цьому в'язку серцевину виробу.

### ***Методи поверхнєвого нагрївання деталей та їх використання при термічнїй обробцї***

Поверхнєве гартування сталєх належить до поверхнєвих технологїй зміцнення сталєх деталей. Поверхнєве гартування сталєх вигїдно вїдрїзняється вїд їнших вїдїв зміцнення деталей машин значно меншою тривалїстю обробки. При призначеннї режимїв термічної обробки (ТО) при поверхнєвому гартуваннї діаграмою стану сплаву залїзо - цементит не користуються, а використовують термодїнамічнї кривї (рис 14.1), якї враховують швидкїсть нагрївання поверхнєвих шарїв металу. Їз зростанням швидкостї нагрївання температурний їнтервал оптимального нагрївання зростає. Час нагрївання деталї при поверхнєвому гартуваннї становить вїд декїлькох секунд до десяткїв секунд.

Не зважаючи на велику рїзноманїтность методїв поверхнєвого гартування сталї, всї вони полягають в нагрїваннї тїльки поверхнєвого шару з подальшим загартуванням деталї. Глибина гартування становить вїд 2 до 10 мм. Для цього, необхідно використовувати такї методи нагрївання сталї, щоб прогрївалися тїльки поверхнєвї шари деталї.

Тому джерела теплової енергїї при поверхнєвому гартуваннї сталєх повиннї бути значно потужнїшї, нїж при об'ємному гартуваннї.

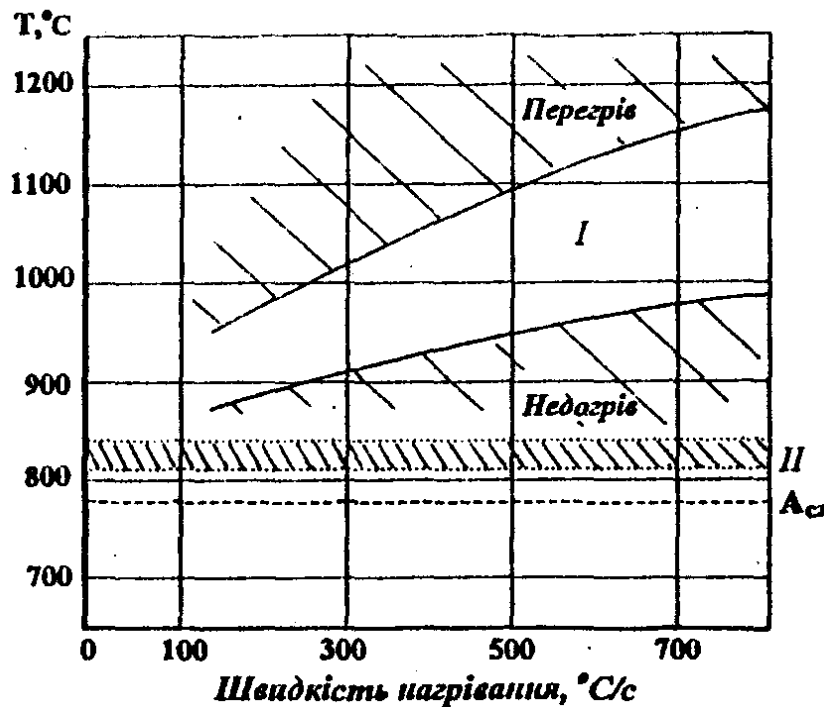


Рис. 14.1. Вплив швидкості нагрівання на вибір температури нагрівання сталі при загартуванні (I - нагрівання СВЧ, II - пічне нагрівання) [23]

Методи нагрівання деталі можуть бути різноманітні:

- а) у розплавах металів та солей. *Нагрівання розтопленими легкоплавкими металами або солями* поверхневих шарів виробів до аустенітного стану застосовують під час гартування невеликих заготовок простої геометричної форми;
- б) над полум'ям киснево-ацетиленової або газового пальника. *Полум'яне поверхнєве нагрівання* до температури аустенітної області застосовують, як правило, для габаритних виробів переважно в індивідуальному виробництві. Нагрівання поверхні під гартування газокисневими пальниками ацетиленом або природним газом (рис. 14.2). Услід за пальником пересувається пристрій з охолодною рідиною для швидкого охолодження поверхневого шару. Товщина загартованої зони становить 2-4 мм. Недолік методу — складність регулювання температури нагрівання. Цей вид гартування звичайно застосовують у важкому машинобудуванні для гартування великих деталей;
- в) в електролітах;
- г) лазерним променем. *Нагрівання лазерним променем* до високих температур триває всього  $10^{-2}$  -  $10^{-3}$  с, після чого від нагрітої поверхневої ділянки малого об'єму дуже швидко відводиться тепло

холодним металом і відбувається гартування.

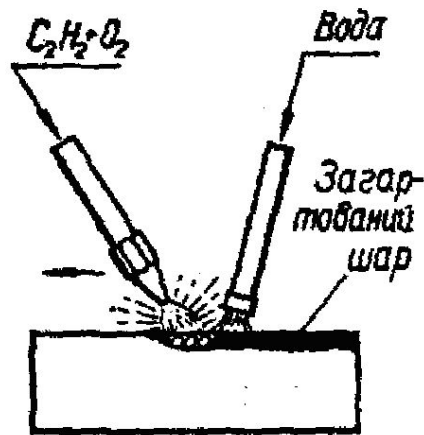


Рис. 14.2. Поверхнєве гартування за допомогою полум'я киснево-ацетиленової або газової горілки [24]

Лазери - це квантові генератори світла, енергія якого перетворюється в тепло. Лазерне випромінювання характеризується вузьким пучком висококонцентрованої енергії, що її випромінюють тверді тіла (рубін, ітрій, скло) або гази (He, Ne, Ar,  $CO_2$ ). Лазерне випромінювання особливо ефективно для виробів зі складною поверхнею. Товщина зміцненого шару не перевищує 0,1-0,15 мм.

д) електричним струмом високої частоти (індукційний нагрівання). Останній спосіб найбільш поширений в машинобудуванні.

Поверхнєве гартування сталєх деталей проводять на спеціальних установках (генераторах струмів високої частоти), які дозволяють проводити швидко нагрівання поверхневих шарів деталей за допомогою струмів високої частоти. Деталь розміщують в замкнутому контурі (індукторі, інша назва соленоїд). Індуктори виготовляють з мідних трубок круглого або прямокутного перерізу, всередині яких безперервно циркулює вода, завдяки чому вони не нагріваються. Форма індуктора відповідає зовнішній формі виробу, при цьому необхідно дотримуватись постійної відстані між індуктором і поверхнею деталі. Кожна установка має комплект індукторів.

При проходженні струму високої частоти по індуктору-провіднику під дією потужного електромагнітного поля відбувається швидко нагрівання поверхні деталі (рис. 14.3). Магнітний потік, створюється змінним струмом, що проходить через індуктор. При цьому в металі виникають вихрові струми (струми Фуко), при проходженні яких виділяється тепло, яке нагріває деталь. Оскільки

вихрові струми концентруються в поверхневих шарах, то й зумовлюють вони поверхневе нагрівання виробів. В результаті цього, тільки поверхня деталі нагрівається до температури, необхідної для гартування, а температура серцевини виробу практично не змінюється. Потрібних глибини і температури нагрівання поверхневого шару досягають зміною частоти струму і швидкості переміщення індуктора або виробу (рис. 14.4). Потім нагрітий шар швидко охолоджується водою, яка подається крізь внутрішні отвори в індукторі, або виріб скидається в гартівну ванну.

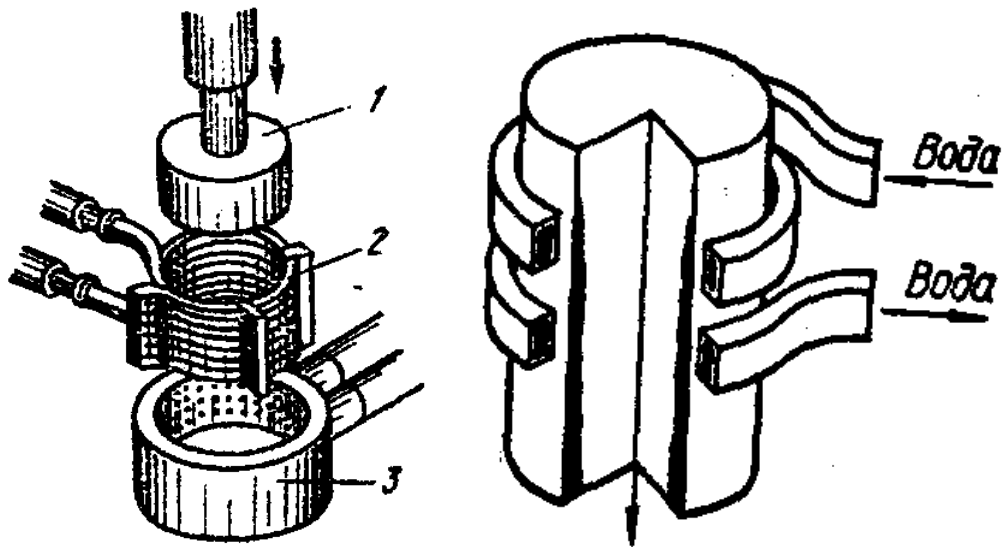


Рис. 14.3. Поверхневе гартування струмами високої частоти [2, 24]:  
1 - заготовка; 2 - індуктор; 3 - пристрій для охолодження

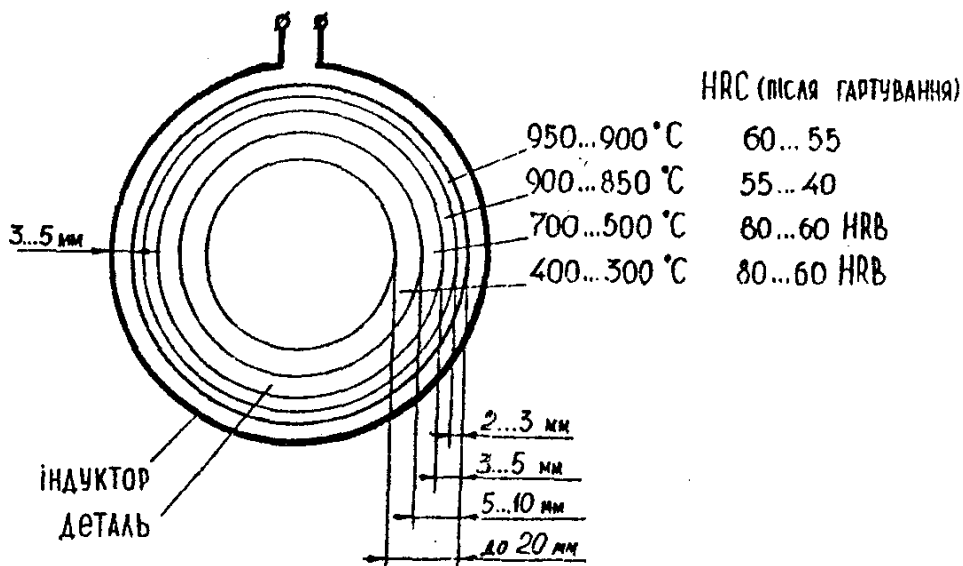


Рис. 14.4. Схема нагрівання деталі в індукторі струмами високої частоти [23]

Кількість тепла, що утворюється на поверхні виробу, визначається за формулою:

$$Q = 0.24 \cdot I^2 \cdot R \cdot \tau, \quad (14.1)$$

де  $I$  – сила струму, А;  $R$  – опір провідника, Ом;  $\tau$  - час нагрівання, с.

Змінний струм в міській мережі має частоту 50 Гц і належить до струмів низької частоти (промислова частота). Змінний струм з частотою вище 60 Гц належить до струмів високої частоти. Струм високої частоти для індукційного нагрівання металу отримують за допомогою спеціальних високочастотних генераторів (лампових -  $10^6$  Гц, машинних від 500 до 15000 Гц).

Глибину прогрівання металу залежно від частоти струму можна визначити за формулою:

$$\delta = 5030 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}, \quad (14.2)$$

де,  $\rho$  - питомий електроопір металу, Ом·см;  $\mu$  - магнітна проникність середовища, Гс/Е;  $f$  - частота струму, Гц.

Із збільшенням частоти струму глибина його проникнення в поверхню металу зменшується. Отже, використовуючи той чи інший тип генератора (змінюючи частоту струму), можна достатньо точно регулювати глибину загартованого шару сталюї деталі. Нагрівання деталі СВЧ проходить від кількох секунд до десятків секунд. Після нагрівання в індукторі деталь швидко переміщується в спеціальний пристрій - спреєр, через отвори в якому на нагріту поверхню деталі розбризкується гартувальна рідина (найчастіше вода), іноді гартування проводять в гартувальних баках.

Особливістю індукційного нагрівання можна вважати те, що з збільшенням швидкості нагрівання підвищується інтервал температур загартування. Наприклад, якщо при об'ємному гартуванні вуглецевої сталі температурний інтервал становить 800-840°C, то при індукційному нагріванні він підвищується до 900 – 940 °С.

Найбільш доцільно застосовувати цей спосіб зміцнення для сталей з вмістом вуглецю не менше 0,4%. Для легованих сталей поверхневе загартування з нагріванням СВЧ застосовують рідко.

Поверхневе гартування є сучасним та перспективним способом зміцнення деталей машин. Висока швидкість нагрівання забезпечує дрібнозернисту будову металу, що значно підвищує ударну в'язкість сталі. Твердість деталі загартованої нагріванням СВЧ на декілька одиниць НРС вища, ніж при нагріванні іншими методами. Крім того,

при прискореному нагріванні деталі не утворюється шар окалини і зберігається вихідна якість поверхні. Перевагами методу поверхневого гартування сталей СВЧ є висока продуктивність процесу, можливість регулювати та контролювати режими термічної обробки. Нагрівання СВЧ дозволяє проводити загартування окремих ділянок деталей - шийки колінчастих валів, кулачків розподільних валів, головки рейок, стінки циліндрів гільз тощо.

Недоліком поверхневого гартування сталей з нагріванням СВЧ є висока вартість індукційних установок та індукторів (для кожної деталі виготовляється свій індуктор), тому цей метод економічно доцільно використовувати тільки при масовому виробництві однотипних деталей простої форми.

#### **Поверхнєве зміцнення наклепуванням**

Пластичне деформування (наклепування або нагартування) призводить до підвищення міцності ( $\sigma_B$ ), твердості (НВ), границі текучості ( $\sigma_T$ ). Водночас знижується пластичність ( $\delta$ ,  $\psi$ ) та в'язкості ( $a$ ,  $a_H$ ). Це явище одержало назву **наклеп** (нагартовка, механічне або деформаційне зміцнення).

За значного ступеня деформування твердість (НВ) і міцність ( $\sigma_B$ ) можуть бути підвищені в 1,5-3 рази,  $\sigma_T$  — у 3-5 разів (рис. 14.5).

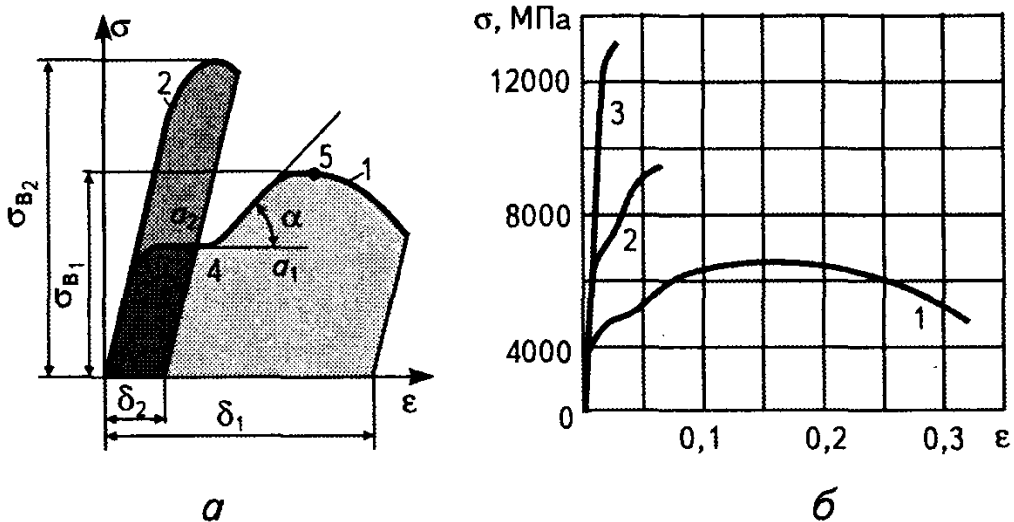


Рис. 14.5. Зміна вигляду діаграми після пластичного деформування [1]:

а - схема; 1- до наклепу; 2 - після наклепу;

б - середьовуглецева сталь; 1 - до наклепу (після відпалення); 2 - після холодної прокатки; 3 - після холодної витяжки (штамповки)

Пластичність ( $\delta$ ,  $\psi$ ) і в'язкість ( $a$ ,  $a_H$ ) можуть зменшуватися в 10

разів і більше. Наприклад, у міді  $\delta$  з 50 % зменшується до 5 %, суттєво зменшується також ударна в'язкість  $a_H$ .

Схильність матеріалу до наклепу характеризується наявністю на діаграмі  $\sigma - \epsilon$  ділянки зміцнення 4-5 (рис. 14.6), а конкретно - інтенсивність наклепу характеризує модуль зміцнення  $E' = \text{tg } \alpha$  (див. рис. 14.5, а). Матеріали, що не мають ділянки зміцнення на діаграмі  $\sigma - \epsilon$ , не наклепуються, наприклад титан і його сплави.

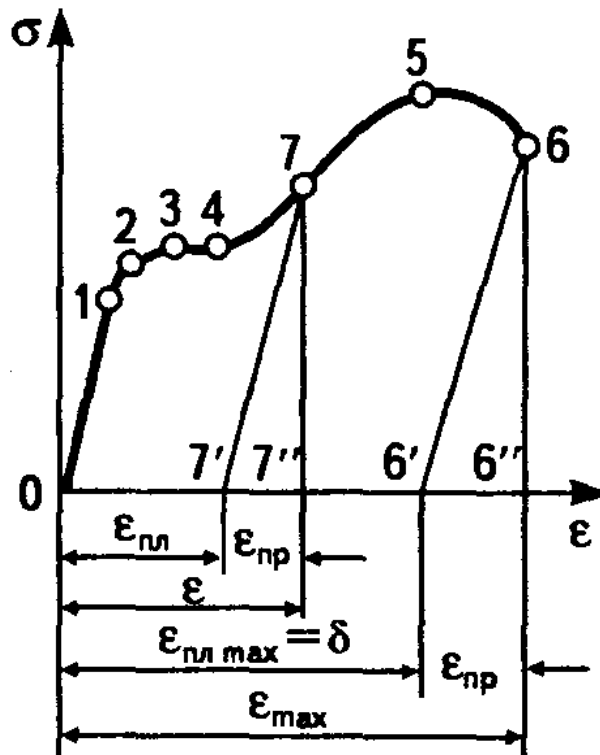


Рис. 14.6. Діаграма розтягу [1]:  
 $\sigma$  - напруження;  $\epsilon$  - відносне видовження

У наклепаних матеріалах  $\sigma_T$  наближається до  $\sigma_B$ , площадка текучості може зникати (див. рис. 14.5, а, крива 2). Отже, феноменологічно (тобто як зовнішній очевидний вияв якихось змін, властивостей або залежностей) наклеп проявляється в суттєвій зміні вигляду діаграми  $\sigma - \epsilon$ , як це показано на рис. 14.5, а (схематично), та на рис. 14.5, б - для середньовуглецевої сталі і конкретних видів пластичного деформування. Отже,  $\sigma_{B2} > \sigma_{B1}$ ;  $\delta_2 < \delta_1$ ;  $a_2 < a_1$  (рис. 14.7).

Із ростом ступеня деформації механічні властивості ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ , НВ), що характеризують опір деформації, підвищуються, відбувається деформаційне зміцнення, а здатність до пластичної деформації ( $\delta$ ,  $\psi$ ) - падає (рис. 14.7). Границя текучості росте більш інтенсивно, ніж тимчасовий опір, і в міру збільшення ступеня пластичної деформації значення обох характеристик зближуються. У результаті наклепу



механічні властивості змінюються досить істотно. Наприклад, при ступені деформації  $\epsilon = 70\%$  середньвуглецевої сталі її тимчасовий опір  $\sigma_b$  збільшується приблизно в два рази, а відносне подовження  $\delta$  зменшується з 30 до 2%. Сталевий дріт отриманий холодним волочінням, при ступені деформації 80-90%, здобуває значення  $\sigma_b = 4000$  МПа, що не може бути досягнуто легуванням і термічною обробкою.

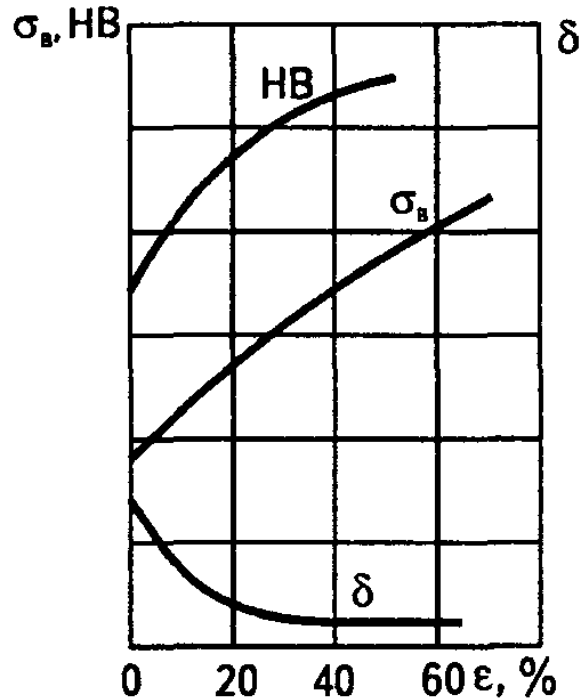


Рис. 14.7. Графіки залежності твердості  $HV$ , міцності  $\sigma_b$  та пластичності  $\delta$  від ступеня пластичного деформування  $\epsilon$  для низько вуглецевої сталі [1]

Зміцнення при наклепі пояснюється істотним підвищенням щільності дислокацій, характерним для процесу пластичної деформації. Щільність дислокацій після холодної деформації збільшується на кілька порядків порівняно з відпаленим металом, складаючи  $10^{11}-10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Одночасно в процесі пластичної деформації збільшується кількість крапкових недосконалостей - вакансій і дислокованих атомів. З ростом щільності дислокацій і недосконалостей кристалічної будівлі утрудняється вільне переміщення дислокацій. Додаткові бар'єри для дислокацій створюються за рахунок деформації зерен і дроблення блоків. Усі ці фактори сприяють зміцненню металу при наклепі.

Одночасно в результаті пластичної деформації істотно

змінюються фізико-хімічні властивості металу. Наклепаний метал має меншу щільність, більш високий електроопір, меншу теплопровідність, стійкість проти корозії. Ріст кількості дефектів кристалічної будови і виникнення внутрішніх напружень у результаті наклепу призводять до того, що вільна енергія металу росте і він приходить у нерівноважний, хиткий стан. Тривала витримка при кімнатній температурі, а тим більше нагрівання повинні сприяти переходові металу в більш стійкий структурний стан.

Зміцнення поверхні методом пластичного деформування

Ефективними способами зміцнення поверхневого шару є дробоструминна обробка, що дозволяє обробляти сталеві деталі на глибину до 0,7 мм, і обкатування поверхні роликками на глибину до 15 мм. При цьому відбувається наклеп поверхні деталі, що дозволяє підвищити її втомлювальну міцність, не змінюючи матеріалу і режиму термічної обробки. Наклепу піддають готові деталі, що пройшли механічну і термічну обробку.

При дробоструминній обробці на поверхню деталей зі спеціальних дробометів з великою швидкістю спрямовують потік сталевого або рідше чавунного дробу діаметром 0,5-1,5 мм. Удари дробу викликають пластичну деформацію поверхневого шару, внаслідок чого він стає більш твердим, у ньому створюються залишкові напруги стискання і тим самим підвищується втомлювальна міцність. Якщо в поверхневому шарі присутній залишковий аустеніт, то завдяки наклепу відбувається його фазове перетворення з утворенням мартенситу, що додатково збільшує твердість і зносостійкість. Завдяки дробоструменній обробці згладжуються дрібні поверхневі дефекти, що є концентраторами напруг.

Дробоструйній обробці піддають поверхню ресор і пружин, зубчастих коліс, ланок гусениць, гільз і поршнів. В наслідок цього границя міцності ресор збільшується в 1,5 рази й у кілька разів зростає їх довговічність.

Обкатування роликками роблять за допомогою спеціальних пристроїв на звичайних токарських або стругальних верстатах. Тиск на роликки здійснюється гідравлічною або за допомогою пружин. Обкатування роликками застосовують для обробки шийок валів, осей залізничних вагонів, колінчастих валів та інших деталей. Крім зміцнення, обкатування підвищує чистоту оброблюваної поверхні.

### ***Фізичні основи хіміко-термічної обробки сталей***

*Хіміко термічною обробкою* (ХТО) сталі називається процес зміни хімічного складу, мікроструктури та властивостей поверхневих

шарів деталей. Зміна хімічного складу поверхневих шарів деталей досягається в результаті їх взаємодії з оточуючим середовищем - твердим, рідким, газоподібним, в якому проводять нагрівання. В результаті зміни хімічного складу поверхневого шару, змінюється також його фазовий склад та мікроструктура.

Хіміко-термічна обробка, як і поверхневе гартування, є методом поверхневого зміцнення сталевих деталей машин. Однак, в цьому випадку зміцнення поверхонь деталей машин зумовлене утворенням в поверхневому шарі дуже твердих та міцних хімічних сполук, таких як карбіди, нітриди та бориди заліза. Крім того, ці сполуки мають високу корозійну та жаростійкість, що дозволяє використовувати таку обробку для захисту металів від корозії та окислення при високих температурах (борування, азотування, дифузійне хромування).

На відміну від поверхневого гартування СВЧ, всі методи хіміко-термічної обробки є тривалими в часі та енергоємними процесами. Тривалість обробки пов'язана з дифузійною насичуючих елементів (C, N, B, Si, Cr, Al та інші) в поверхню металу, в якому дифузія не може проходити миттєво. Тому для активізації процесу насичення застосовують обробку при високих температурах.

При хіміко-термічній обробці деталей поміщують у карбюратор, з насичувальним елементом. Це може бути контейнер з твердим карбюратором (твердофазне насичення), газова реторта (газофазне насичення), або ванна з розплавом насичуючих солей (рідкофазне насичення).

Основними параметрами хіміко-термічної обробки є температура нагрівання та тривалість витримки при цій температурі.

*Основні елементарні процеси, що відбуваються при хіміко-термічній обробці сталей.* Незалежно від методу насичення, при хіміко-термічній обробці відбуваються три елементарні процеси :

*Дисоціація* - розпад молекул насичувального середовища та утворення активних атомів дифундуючого елемента. Ступінь розпаду молекул речовини (%) називається ступінню дисоціації.

*Адсорбція* - поглинання поверхнею металу активних атомів дифундуючого елемента. Цей процес протікає на границі розділу "середовище - поверхня деталі".

*Дифузія* - проникнення насичувального елемента всередину металу. Цей процес характеризується коефіцієнтом дифузії.

*Коефіцієнт дифузії (D)* чисельно дорівнює кількості речовини, що продифундувала через площадку площею  $1 \text{ см}^2$  за  $1 \text{ с}$  при перепаді концентрацій по обидва боки площадки, рівній одиниці та має розмірність  $\text{см}^2/\text{с}$ .

Залежність  $D$  від температури виражено рівнянням Ареніуса:

$$D = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (14.3)$$

де  $A$  - коефіцієнт, що залежить від типу кристалічної ґратки;  $e$  - основа натурального логарифму;  $Q$  – енергія активації атомів елементу;  $R$  - газова стала;  $T$  - абсолютна температура.

Хіміко-термічна обробка за своєю фізичною природою є дифузійним процесом. Прискорити цей процес (скоротити тривалість обробки) можна за рахунок підвищення температури. Однак, це впливає на механічні характеристики сталі - її міцність і в'язкість значно знижується.

Дифузія атомів насичувального елементу в металі-розчиннику не відбувається суцільним фронтом. Структура металу завжди впливає на дифузійні процеси при хіміко-термічній обробці, оскільки в реальних металах є ділянки для прискореної дифузії атомів, і перш за все це - границі зерен. Сучасні технології обробки передбачають використання структурного фактору. Наприклад, попередня термічна-або механічна обробка сталі на дрібне зерно або поєднання процесу дифузії і спеціальної термообробки (термоциклювання) дозволяють скоротити тривалість насичення та підвищити експлуатаційні властивості сталі.

#### ***Класифікація видів хіміко-термічної обробки сталей***

Основними видами хіміко-термічної обробки є цементація, азотування, нітроцементація (ціанування) та дифузійна металізація (насичення сталей поверхонь алюмінієм, кремнієм, хромом тощо).

#### ***Цементація сталі, призначення та режими***

Цементацією називається процес насичення поверхні металу атомарним вуглецем. Стальну деталь при цементації нагрівають в середовищі, яке легко віддає вуглець. У результаті цього, вміст вуглецю в поверхневому шарі металу може перевищити 0,81% (точка 8 на діаграмі стану залізо-вуглець) при виділенні надлишкової фази - цементиту.

Для цементації використовують низьковуглецеві сталі з вмістом вуглецю 0,10 - 0,20 %, а також леговані сталі 18ХГТ, 15ХФ, 20ХГР, 25ХГТ, 20ХН, 12ХН3А, 20ХН2М (цементуючі сталі), що дозволяє зберегти в'язку серцевину виробу після загартування.

Глибина цементованого шару звичайно досягає 1-3 мм, але може бути і більшою.

*Ефективною глибиною цементації* умовно вважають відстань від поверхні деталі до половини зони, де в структурі поряд з перлітом

є приблизно така ж кількість фериту. Ефективна глибина цементації менша від повної її глибини. Значення ефективної глибини лежить в інтервалі від 0,5 до 2 мм.

При призначенні режимів цементації (температура, час) враховують хімічний склад сталі, а також умови роботи деталі. В результаті цементації вміст вуглецю в поверхневому шарі не повинен перевищувати 1,1 - 1,2%. Збільшення вмісту вуглецю призводить до підвищення крихкості зміцненого шару.

*Ступінь цементації* - це середній вміст вуглецю в поверхневому шарі.

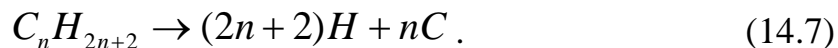
Цементацію сталі проводять в газовому або в твердому середовищі - карбюризаторі. Найпоширеніший спосіб *газової цементації* — з використанням метану  $\text{CH}_4$ , пропану  $\text{C}_3\text{H}_8$ , оксиду вуглецю  $\text{CO}$  тощо — зводиться переважно до двох реакцій:



де  $\text{C}_{\text{ат}}$  – атомарний вуглець.

Основні карбюризатори газової цементації — природний, генераторний та світильний газ. Цей процес здійснюють при 900 - 950 °С, при цьому у 2-3 рази скорочується час на вуглецювання, зростають можливості регулювання й контролю за процесом. За глибину цементації умовно приймають відстань від поверхні деталі до половини зони, у структурі якої спостерігається приблизно однакова кількість перліту та фериту (1-2 мм). Вміст вуглецю у цементованому шарі визначає межа його розчинності в аустеніті за даної температури (лінія SE діаграми  $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ ).

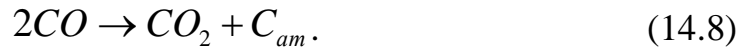
При газовій цементації насичувальним середовищем є вуглеводороди ( $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ ) - метан, етан, пропан, бутан тощо. Під дією високих температур (900 - 930°С) відбувається дисоціація цих з'єднань та утворення активного атомарного вуглецю:



У серійному виробництві газову цементацію проводять в шахтних муфельних печах серії Ц (Ц-35Б, Ц-60Б, Ц-75Б, Ц-105Б) з робочою температурою до 950°С. Швидкість газової цементації становить 0,12 – 0,15 мм/год.

При твердій цементації насичення проводять у закритих

контейнерах, наповнених деревним вугіллям. Для підвищення активності карбюризатора додають вуглекислі солі:  $BaCO_3$ ,  $Na_2CO_3$ ,  $K_2CO_3$  (поташ) в кількості 10 - 30% від маси вугілля. При температурі процесу насичення  $900-950^\circ C$  утворюється окис вуглецю, який дисоціює за реакцією:



Добавки вуглекислих солей активізують карбюризатор, завдяки чому відбувається збагачення атмосфери окисами вуглецю в цементацийному ящику:



Швидкість твердої цементації при температурі  $950^\circ C$  становить  $0,1 \text{ мм/год}$ . Попередньо тривалість цементації визначають за необхідної товщиню дифузійного шару, використовуючи графіки (рис. 14.8). Більш надійним методом визначення глибини цементованого шару є проміжний контроль зразка-свідка, який обробляється разом з деталлю. Це дозволяє коректувати режими цементації в процесі обробки деталі.

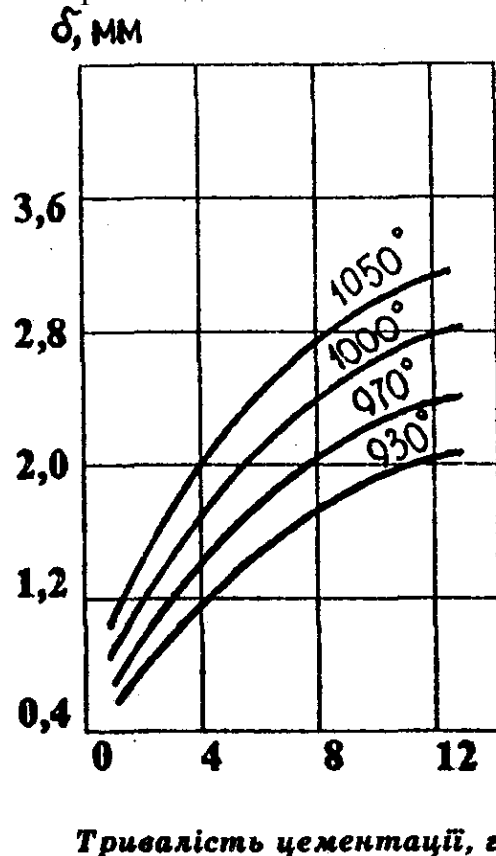


Рис. 14.8. Вплив температури та тривалості цементації на глибину зміцненого шару сталі [23]

У результаті цементації структура поверхневого шару різко відрізняється від серцевини виробу (рис. 14.9). Ця різниця викликана різним вмістом вуглецю по поперечному перерізу деталі (0,9 - 1,1% на поверхні та 0,18 - 0,25% у серцевині деталі - "вихідна концентрація"). У перехідній зоні вміст вуглецю змінюється від 0,35 до 0,8%. Підвищення вмісту вуглецю в дифузійному шарі, порівняно з серцевиною, викликає зміни твердості за перерізом деталі. Однак, для забезпечення поверхневого зміцнення виробів недостатньо однієї цементації. Суттєве підвищення твердості цементованого шару до HRC 60-62, а також міцності та зносостійкості поверхонь досягається наступним гартуванням з низьким відпуском при температурі 160 - 180°C (рис. 14.10).

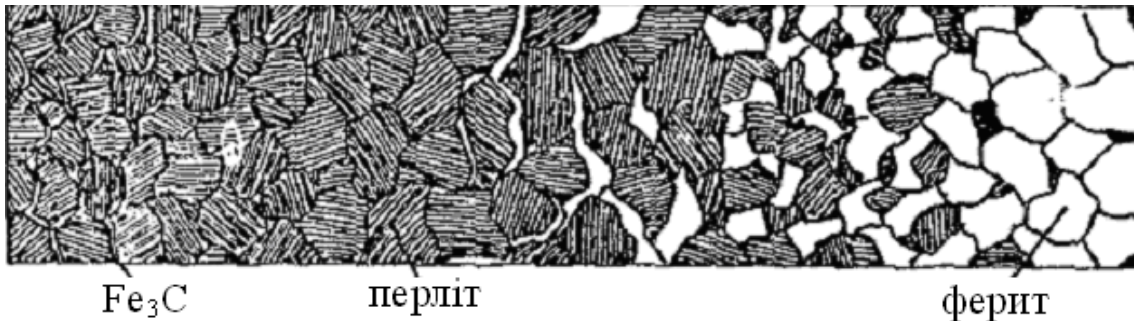


Рис. 14.9. Будова цементованого шару низьковуглецевої сталі [23].

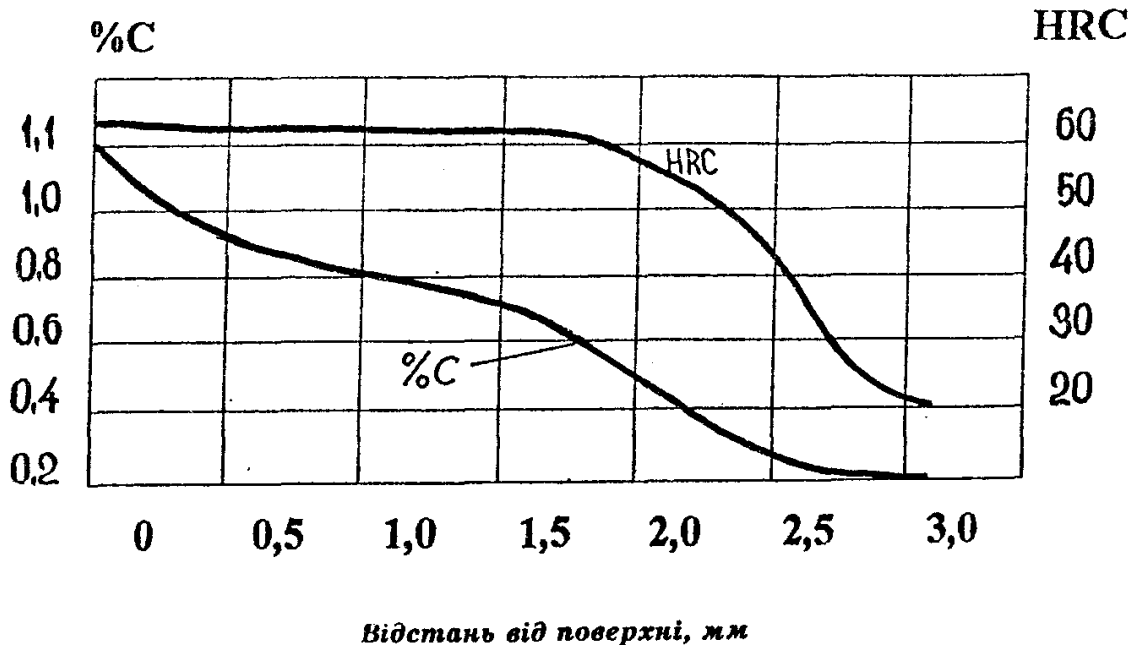


Рис. 14.10. Зміна твердості та вмісту вуглецю за глибиною цементованого шару [23]

Контрольним параметром якості цементації є ефективна

товщина цементованого шару, яка становить 0,5-1,8 мм при твердості не нижче HRC 50.

Кінцеві властивості цементованих виробів досягаються в результаті термічної обробки після цементації (рис. 14.11).

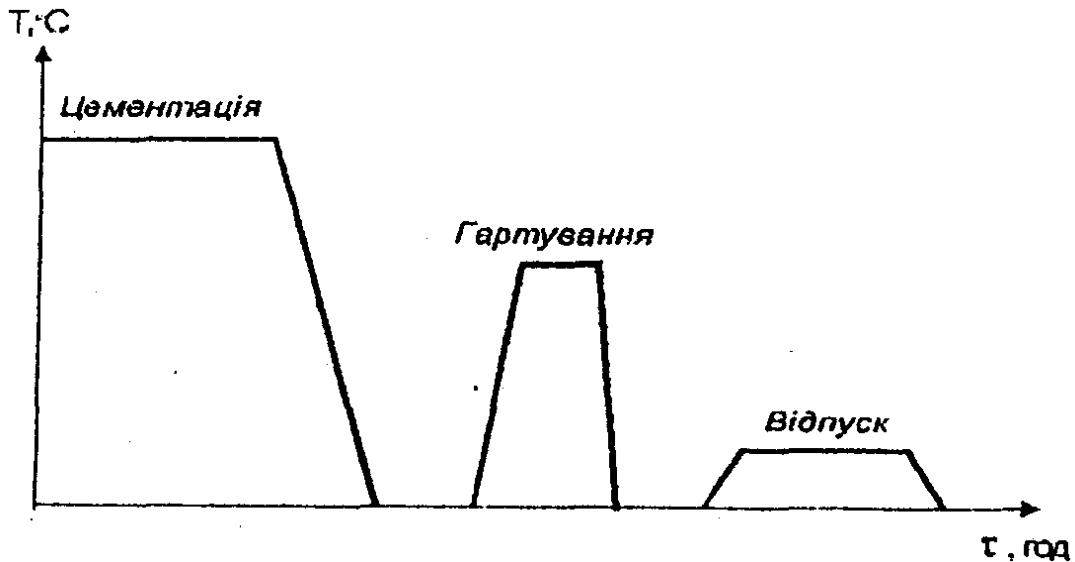


Рис. 14.11. Схема технологічного процесу цементації сталі [23]

Структура серцевини виробу після кінцевої термічної обробки обумовлена хімічним складом сталі та вибраним режимом загартування. Серцевина вуглецевої сталі складається з фериту та перліту (сорбіту), а легованих сталей - з фериту та мартенситу при загартуванні від температури нижче  $A_{C3}$  (для серцевини). При загартуванні з температури вище  $A_{C3}$  структура сталі складається з бейніту або маловуглецевого мартенситу. Твердість серцевини після загартування для різних сталей становить HRC 20 - 40.

Повторне нагрівання під загартування проводять при більш низьких температурах ( $760-800^\circ\text{C}$ ) порівняно з температурою цементації. Фазова перекристалізація сплаву, яка відбудеться в результаті охолодження після цементації і повторного нагрівання, сприяє зменшенню розміру зерна в структурі сталі та подрібненню карбідної фази в поверхневому шарі. В результаті термообробки цементований шар набуває дрібнозернистої структури - дрібнозернистого мартенситу з ізольованими ділянками залишкового аустеніту (15-20%) та надлишковою карбідною фазою (цементит) в глобулярному вигляді. Наявність в структурі поверхневого шару надлишкового аустеніту особливо характерно для легованих сталей. Це призводить до помітного зниження твердості (HRC 50).

Підвищення твердості досягається спеціальною обробкою холодом безпосередньо після загартування, або ж проведенням після



цементації високого відпуску при температурі 620 - 640°C.

Метою термообробки є зміцнення поверхні з одночасним здрібнюванням зерна й одержанням грузлої серцевини. Залежно від призначення деталі застосовують різні варіанти термічної обробки (рис. 14.12). Менш відповідальні деталі піддають загартуванню безпосередньо з цементаційним нагріванням і наступним низьким відпуском (рис.14.12,а). Велике зерно аустеніту, що виросло в результаті тривалої цементації, дає грубокристалічний мартенсит відпуску в поверхневому шарі та грубозернисту ферито-перлітну структуру у серцевині деталі. Ці недоліки усуваються при використанні спадково дрібнозернистих сталей, застосуванні газової цементації, що скорочує час перебування сталі при високій температурі. Використання підстужування при загартуванні до 750—800 °С знижує внутрішні напруження, а обробка холодом зменшує кількість залишкового аустеніту в цементованому шарі.

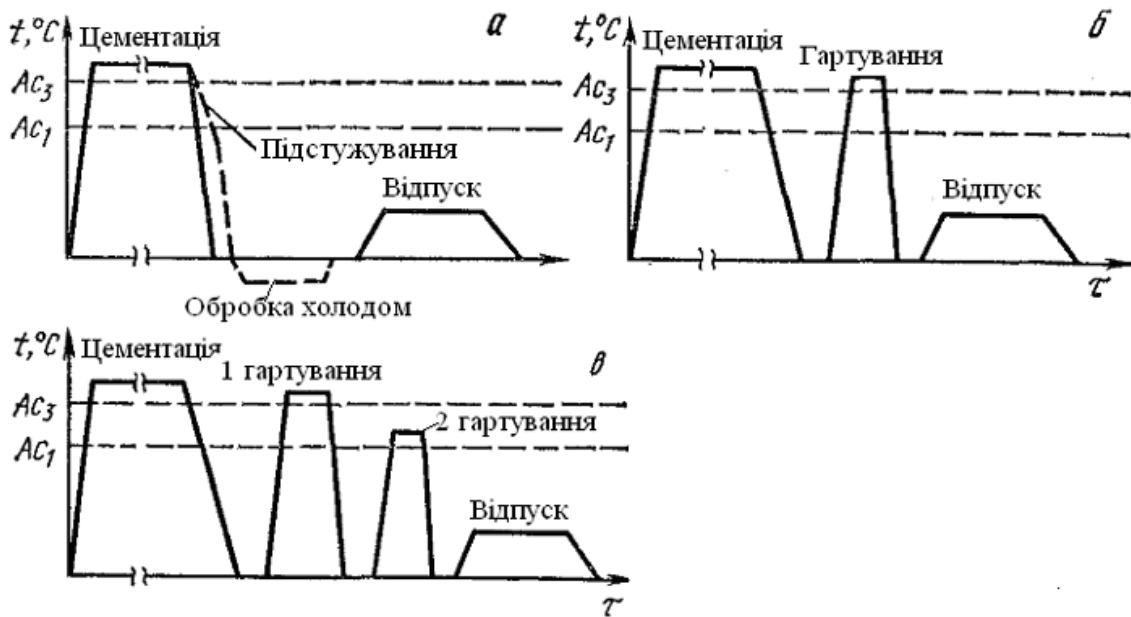


Рис. 14.12. Режими термічної обробки після цементації сталі [2]

При більш високих вимогах до структури деталі після цементації піддають охолодженню на повітрі, однократному загартуванню з нагріванням вище  $A_{c3}$  і низькому відпуску (рис. 14.12, б). При цьому в серцевині та на поверхні деталі відбувається перекристалізація та подрібнення зерна, а у поверхневому високовуглецевому шарі - деяке перегрівання, тому що оптимальне гартівне нагрівання заевтектоїдних сталей — це нагрівання вище  $A_{c1}$ , але нижче  $A_{cm}$ .

Особливо відповідальні деталі після цементації піддають

подвійному загартуванню з низьким відпуском (рис.14.12,в). При першому загартуванні при температурі на 30—50°C вищій  $A_{c3}$  відбувається перекристалізація серцевини деталі з утворенням дрібного аустенітного зерна, що забезпечує дрібнозернистість продуктів розпаду. Одночасно при цьому цементитна сітка в поверхневому шарі розчиняється. При нагріванні під друге загартування мартенсит, отриманий після першого загартування, відпускають, і при цьому утворюються глобулярні карбіди, що збільшують твердість поверхнього заевтектоїдного шару. Крім того, при другому загартуванні при температурі вище  $A_{c1}$  на 30—50 °C забезпечується дрібне зерно в поверхневому шарі.

Після такої термообробки поверхневий заевтектоїдний шар матиме структуру відпущеного мартенситу з включеннями глобулярних карбідів. Структура серцевини визначається хімічним складом сталі. При цементації вуглецевої сталі через низьку прогартованість серцевина має ферито-перлітну структуру. Легована сталь при цементації дозволяє одержувати в серцевині структуру сорбіту, трооститу або навіть мартенситу, але завдяки низькій концентрації вуглецю серцевина матиме високу ударну в'язкість.

### ***Зв'язок між діаграмою залізо-вуглець і структурою дифузійного шару***

За повільного охолодження у дифузійному шарі заготовки формуються три структурні зони: зовнішня заевтектоїдна ( $C > 0,8 \%$ ) з перліто-цементитною структурою, середня евтектоїдна ( $C = 0,8 \%$ ) з перлітною і внутрішня, що межує з осердям, — доевтектоїдна ( $C < 0,8 \%$ ) з ферито-перлітною структурою. Всі названі вище структури грубозернисті через тривалу витримку заготовок при високій температурі.

### ***Азотування сталі та його різновиди***

Азотуванням називається процес дифузійного насичення поверхонь сталевих деталей атомарним азотом у середовищі аміаку. При нагріванні відбувається дисоціація молекули аміаку з утворенням атомарного азоту:



Відповідно до діаграми стану Fe-N розчинність азоту в залізі невелика і становить всього 0,1% при 591°C та 0,01% при кімнатній температурі ( $\alpha$ -фаза). Підвищення вмісту азоту в поверхневому шарі призводить до утворення надлишкових фаз - нітридів заліза:  $\text{Fe}_4\text{N} \rightarrow \gamma' - \text{фаза}(5,7 - 6,7\% \text{N})$ ;  $\text{Fe}_3\text{N} \rightarrow \varepsilon - \text{фаза}(8,0 - 11,2\% \text{N})$ ;  $\text{Fe}_2\text{N} \rightarrow \xi - \text{фаза}(11,35\% \text{N})$ .

При температурі вище 591°C утворюється  $\gamma$ -фаза, яка є твердим розчином азоту в  $\gamma$ -залізі. При 591°C відбувається її евтектоїдний розпад (утворення азотистого евтектоїду 2,35% N) на  $\gamma'$ - та  $\alpha$ - фази.

Якщо ж проводити насичення при температурах вище евтектоїдної, то після повільного охолодження в структурі поверхневого шару фази йтимуть у такій послідовності:  $\varepsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma' + \alpha \rightarrow \alpha$  (рис. 14.13). При температурах насичення нижче евтектоїдної азотований шар складається тільки з трьох фаз:  $\varepsilon$ ,  $\gamma'$  та  $\alpha$ .

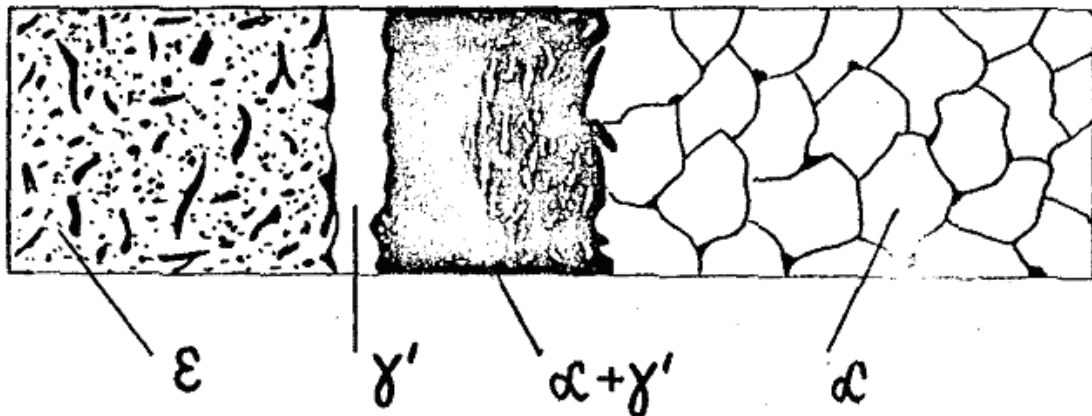


Рис. 14.13. Будова азотованого шару заліза [23]

Твердість нітридів заліза при обробці вуглецевих сталей недостатньо висока (рис. 14.14), тому при азотуванні використовують спеціальні сталі - нітролої, леговані елементами, що утворюють нітриди - Al, Cr, Mo. Крім цього, азотують також сталі 38Х2Ю, 35ХМА, 30ХГТ, що містять хром, марганець, титан і 36ХНТМФА, що містять хром, нікель, молібден, ванадій. Найбільш поширеною для азотування є сталь 38ХМЮА.

У результаті азотування досягається висока твердість (1100-1200 HV) (при цементації 900 HV), зносостійкість та корозійна стійкість поверхонь сталевих деталей за рахунок утворення в поверхневому шарі карбідонітридних фаз типу  $Fe_2(C, N)$  або  $Fe_3(C, N)$ .

Азотування звичайно проводять при температурах 500 - 600°C. Швидкість росту нітридних фаз невисока (0,01мм/год), тому тривалість процесу азотування становить 20-60 год. Глибина 0,3-0,6 мм (рис. 14.15).

Існує два різновиди азотування — для підвищення поверхневої твердості й зносостійкості та для підвищення корозійної тривкості.

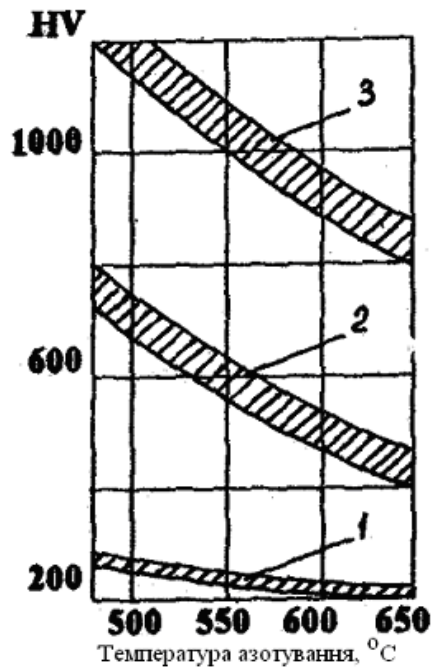


Рис. 14.14. Вплив температури обробки на твердість азотованого шару [23]:

1 - нитролой (38ХМОА); 2 - конструкційна легована сталь;  
3- вуглецева сталь

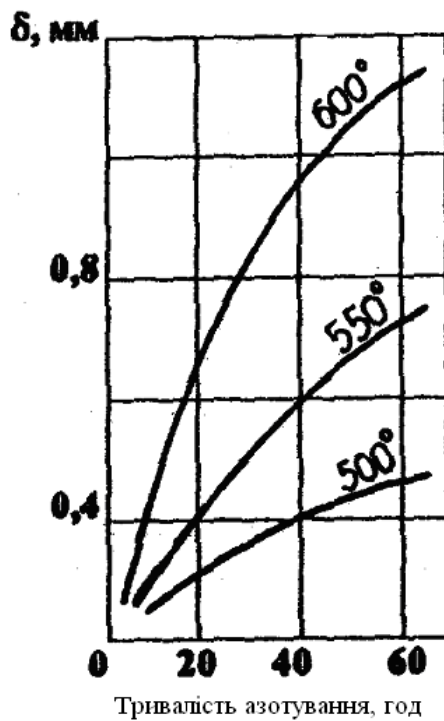


Рис. 14.15. Вплив температури та часу на глибину азотованого шару [23]

Щоб підвищити поверхневу твердість й зносостійкість, процес ведуть одноступінчасто при температурі 500-520°C, а для прискорення процесу інколи проводять двоступінчасте азотування — спочатку при температурі 500-520 °C, а згодом при 560-600 °C, що скорочує тривалість процесу без помітного зменшення твердості. Осердя азотованих деталей повинно мати підвищену міцність і пластичність, з огляду на що їх попередньо гартують і відпускають при температурі 600-675 °C, вищій за температуру азотування. Тому структура сорбіту, що утворилась в процесі термообробки, не змінюється під час азотування. Заготовки зі структурою сорбіту можна обробляти гострим інструментом і потім шліфувати. Підвищена міцність серцевини запобігає проламуванню тонкого й крихкого азотованого шару під дією високого тиску. В азотованому шарі з'являються високі залишкові стискаючі напруження, що підвищує границю витривалості, як гладких, так і надрізаних деталей.

Азотування застосовують рідше, ніж цементацію, для таких відповідальних виробів як вимірний інструмент, гільзи циліндрів двигунів і насосів, зубчасті колеса, колінчасті вали, прес-форми для лиття під тиском, штампи.

Для підвищення корозійної стійкості леговані та вуглецеві сталі азотують при температурі 650-700 °C. Висока температура дозволяє скоротити процес до кількох годин. Тут не потрібна велика глибина азотування, а твердість не має істотного значення тому тривалість азотування становить від 15 хв до 10 год. На поверхні виробів утворюється тонкий шар (0,01-0,03 мм)  $\epsilon$ -фази високої корозійної стійкості.

Враховуючи те, що температура насичення поверхні сталі відносно невисока (нижча температури евтектоїдного перетворення), азотування проводять після загартування та високого відпуску. Таким чином, для деяких деталей азотування може використовуватись як фінішна операція. Для прецизійних деталей після азотування додатково використовують шліфування або доводку.

Переваги азотування порівняно з цементацією:

- вища твердість і зносотривкість поверхневого шару;
- названі властивості зберігаються до температур 450-500 °C проти 200-225 °C для випадку цементації.

Недоліки:

- велика тривалість процесу;
- дороговизна застосовуваних для азотування легованих сталей — нітралюїв.

Азотування застосовують у машинобудуванні для виготовлення

вимірювального інструмента, гільз, циліндрів, зубчастих коліс, шестерень, втулок, колінчастих валів тощо.

*Нітроцементациєю* називається процес одночасного дифузійного насичення поверхневих шарів сталі атомарним вуглецем та азотом в газовому середовищі. Одночасне насичення сталі вуглецем та азотом дозволяє скоротити тривалість дифузійної обробки (в цьому випадку прискорюється дифузія вуглецю), порівняно з цементациєю та азотуванням. При температурі процесу нітроцементациї 840 – 860 °С тривалість процесу хіміко-термічної обробки становить всього 4-10 годин.

Нітроцементацию здійснюють у суміші науглецьовувального газу й аміаку при температурі 850-870 °С протягом 2-10 год. Її широко застосовують в автомобільній промисловості для поверхневого зміцнення зубчастих коліс і валів, виготовлених із хромистих і хромомарганцевих сталей. Після насичення деталі гартують і піддають низькотемпературному відпуску. В разі наявності великої кількості залишкового аустеніту деталі після гартування обробляють холодом. Порівняно з ціануванням нітроцементация дешевша й безпечніша.

Нітроцементацию (газове ціанування) сталей здійснюють в ендотермічній атмосфері (що містить науглецьовувальний газ), до якої додають аміак. Розрізняють високотемпературну (800-870°C) та низькотемпературну (560-580°C) нітроцементацию. Глибина насичення залежить від температури та тривалості (2- 15 год) процесу. Порівняно з газовою цементациєю нітроцементация має такі переваги: низька температура процесу; менше зерно; менша деформація і короблення; підвищена корозійна стійкість; стійкість проти спрацювання.

*Ціанування і його різновиди залежно від температури процесу та виду карбюризатора.*

При ціануванні нагрівання здійснюється або в розплавлених солях, що містять ціаністі солі NaCN або KCN, або в газовому середовищі, що становитьтється із суміші CH<sub>4</sub> і NH<sub>3</sub>. Склад і властивості ціанованого шару залежать від температури проведення ціанування.

Залежно від температури процесу розрізняють високотемпературне (850—950 °С) і низькотемпературне (500—600°C) ціанування. Чим вища температура ціанування, тим менше насичення поверхневого шару азотом і більше вуглецем. Спільна дифузія вуглецю та азоту протікає швидше, ніж у цих елементів окремо.

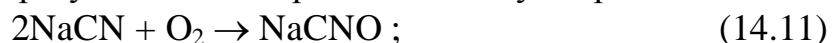
Розрізняють низькотемпературне (540-560°C), середньо-

температурне (820-860°C) та високотемпературне (920-960°C) ціанування. За підвищених температур поверхня насичується вуглецем більше ніж азотом, тобто процес наближається до цементації. Після такого насичення вироби піддають гартуванню з низьким відпуском. Поверхневий шар після високотемпературного ціанування містить 0,8-1,2 % C і 0,2-0,3 % N. У разі ціанування при середніх і низьких температурах вміст азоту в дифузійному шарі відповідно зростає.

При низькотемпературному ціануванні поверхневий шар насичується переважно азотом. Низькотемпературному ціанування звичайно піддають остаточно виготовлений і заточений різальний інструмент зі швидкорізальних марок сталі з метою підвищення його зносостійкості та червоностійкості. Після низькотемпературного ціанування відпуск не проводять. Глибина ціанованого шару 0,01—0,04 мм з твердістю HV 1000.

Після високотемпературного ціанування на глибину 0,6—1,8 мм протягом 3-10 год деталі піддають загартуванню і низькому відпуску. Твердість після термообробки становить HRC 59—62.

Якщо при обробці використовують розплави ціанистих солей (рідинне насичення) або твердий карбюризатор (твердофазне насичення), такий процес називається ціануванням. Назва процесу пов'язана з використанням ціанистих солей, тобто таких, що містять групу "CN". Ціанистий натрій (NaCN) при нагріванні окислюється киснем повітря, в результаті чого проходять наступні реакції:



Таким чином, в результаті окислення і дисоціації карбюризатора, утворюються атомарний вуглець та азот, які одночасно дифундують в поверхню сталевих деталей. Особливістю ціанування є те, що з пониженням температури обробки до 500-600°C (низькотемпературне ціанування) відбувається процес більш близький до азотування. У результаті цього утворюється тонкий поверхневий шар (10-15 мкм), який містить близько 2% азоту та 0,02-0,06% вуглецю. При температурах 820 – 860 °C (середньотемпературне ціанування) вміст вуглецю збільшується до 0,5-0,7%, а вміст азоту зменшується до 0,8%. Підвищення температури до 930-950°C (високотемпературне ціанування) забезпечує вміст вуглецю до 0,8 - 1,2% та азоту 0,2 - 0,3%

Вплив технологічних параметрів на глибину ціанованого шару показано на рис. 14.16. У результаті ціанування поверхневий шар деталі складається з дрібногольчатого мартенситу, невеликої кількості

дисперсних рівномірно розміщених карбонітридів  $Fe_3(C, N)$  та 25-30% залишкового аустеніту (рис.14.17). Глибина ціанованого шару змінюється в межах 0,01-1,5 мм залежно від температури та способу обробки деталі. Кінцевою термічною обробкою для нітроцементованих та ціанованих сталей є загартування з низьким відпуском при температурі 180 – 200 °С. Твердість поверхні в результаті такої обробки становить HRC 58 - 61.

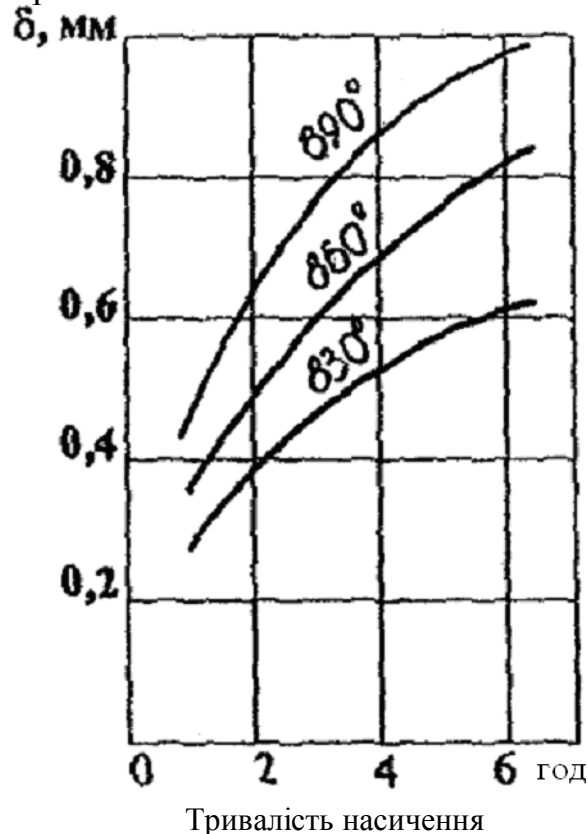


Рис. 14.16. Залежність глибини ціанованого шару від часу та температури насичення [23]

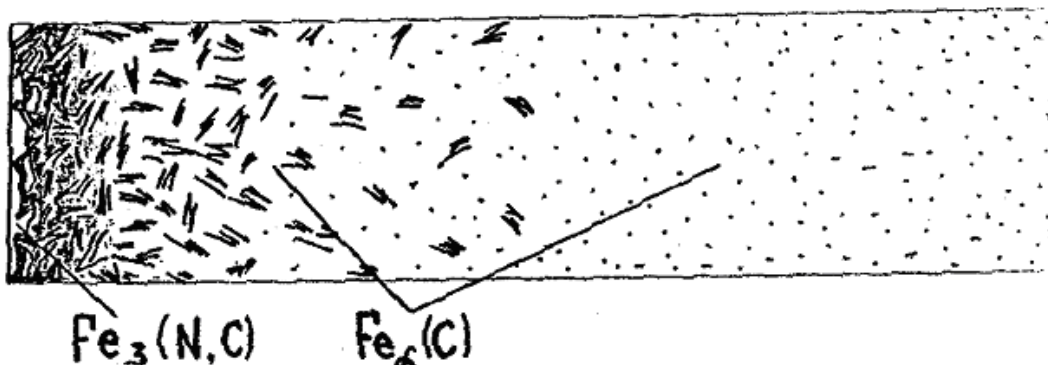


Рис. 14.17. Будова ціанованого шару поверхні сталі [23]

Порівняно з цементованим, нітроцементований поверхневий шар



деталі володіє високою зносостійкістю, більшою корозійною стійкістю, підвищеною втомлюваною міцністю. У ваннах можна піддавати ціануванню дрібні деталі, наприклад деталі годинникових механізмів, для яких достатнє одержання шару невеликої товщини.

Недоліком ціанування є більш висока вартість процесу, пов'язана з необхідністю строгого дотримання правил техніки безпеки через високу токсичність ціанистих солей.

#### *Дифузійна металізація (алітування, хромування, силіціювання)*

Дифузійна металізація — це процес, під час якого відбувається насичення поверхні сталевих виробів різними металами. Процес насичення алюмінієм називають алітуванням, хромом — хромуванням тощо. Розрізняють дифузійну металізацію у твердих, рідких і газоподібних середовищах.

Металізаторами твердої металізації є сплави заліза з високим вмістом потрібного елемента (хрому, алюмінію, кремнію) — феросплави з добавками хлористого амонію ( $\text{NH}_4\text{Cl}$ ). Внаслідок реакції металізатора з  $\text{HCl}$  або  $\text{Cl}_2$  утворюється летюча сполука хлору з металом ( $\text{AlCl}_3$ ,  $\text{CrCl}_2$ ,  $\text{SiCl}_4$  тощо), яка при контакті з поверхнею металу дисоціює з утворенням вільних атомів насичувального елемента.

Якщо вироби занурюють у розплавлений метал, то відбувається рідка металізація, газова ж металізація відбувається у газових середовищах — хлоридах різних металів.

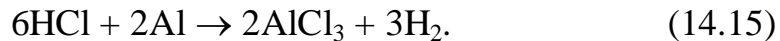
Оскільки на відміну від вуглецю та азоту атоми металів утворюють із залізом тверді розчини заміщення, дифузія відбувається значно повільніше, а дифузійні шари утворюються у десятки й сотні разів тоншими. Це не сприяє значному поширенню процесів дифузійної металізації у зв'язку з тривалістю процесу та необхідністю застосування високих температур (1000 - 1200 °C). Проте дифузійна металізація дає змогу одержувати вироби зі звичайних вуглецевих сталей з високою жаростійкістю (хромування, алітування, силіціювання) до температур 1000 - 1100 °C або з високою твердістю до 2000 HV (борування) і стійкістю проти спрацювання.

У разі використання твердого дифузанта вироби упаковують в контейнер, куди додають порошок із дифузанта або його феросплаву, нейтральний порошок (глинозем, шамот), що запобігає спіканню, і хлористий амоній  $\text{NH}_4\text{Cl}$ . Під час нагрівання в контейнері відбуваються реакції розпаду  $\text{NH}_4\text{Cl}$  з виділенням  $\text{HCl}$ . Останній утворює з дифузантом газоподібний хлорид, який виділяє на поверхні виробу атоми металу.

*Алітування.* Дифузійне насичення виробів алюмінієм з метою

підвищення жаростійкості називають *алітуванням*. Алітують сталі з 0,1-0,2 % С найчастіше в порошковій суміші з фероалюмінію, хлористого амонію й оксиду алюмінію при температурі 950-1150 °С протягом 3-12 год. У результаті утворюється дифузійний шар завтовшки 0,2-0,5 мм. У присутності кисню на поверхні алітованого виробу формується щільна плівка оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ , яка захищає виріб від взаємодії з середовищем до температури 900 °С.

У контейнері відбуваються реакції:



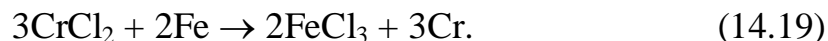
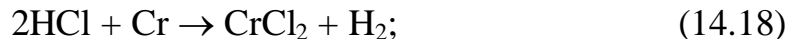
На поверхні виробу газоподібний хлорид алюмінію  $AlCl_3$ , взаємодіючи з залізом, виділяє вільні атоми алюмінію



які адсорбуються поверхнею виробу й дифундують у його глибину, утворюючи твердий розчин алюмінію в залізі.

Під час рідинного алітування виробу занурюють у розтоплений алюміній й витримують там протягом 45-90 хв при температурі 750-800 °С. У результаті отримують дифузійний шар завтовшки 0,2-0,35 мм. Алітують чохли термопар, клапани та інші деталі, що працюють при підвищених температурах.

*Хромування*—дифузійне насичення хромом поверхні переважно сталевих виробів з метою підвищення до 800°С жаростійкості, корозійної стійкості (у воді, морській воді й азотній кислоті) і поверхневої твердості. Хромують при температурі 1000-1050 °С протягом 6-12 год. Глибина дифузійного шару 0,2-0,25 мм. Найчастіше насичення ведуть у порошкових сумішах із ферохрому (або хрому), хлористого амонію й оксиду алюмінію. Постачальником активних атомів алюмінію для насичення поверхні є газ — хлорид алюмінію  $AlCl_3$ . Підвищенню поверхневої твердості до HV 12 000- 13 000 МПа сприяє вуглець у сталі у кількості понад 0,3 %, який утворює карбіди  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  і  $(Fe,Cr)_7C_3$ :



Хромують вироби, що працюють в агресивних середовищах в умовах зношування (пароводяна арматура, клапани, патрубки).

*Сіліціювання*, тобто насичення кремнієм, додає високу стійкість у соляній, сірчаній та азотній кислотах і застосовується для деталей хімічної та нафтової промисловості. При твердій і газовій металізації насичення відбувається за допомогою летючих з'єднань хлору з металом  $SiCl_4$ , що при температурі 1000—1100°С вступають в

обмінну реакцію з залізом з утворенням елемента, що дифундує, в активному стані. Товщина шару після витримки 2-3 год коливається в межах 0,3—1,0 мм.



або



*Борування* додає поверхневому шарові винятково високу твердість (до HV 1800—2000), зносостійкість і стійкість проти корозії в різних середовищах. Борування часто проводять при електролізі розплавлених солей, наприклад бури  $\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$ , коли сталева деталь є катодом. При температурі близько 150 °С і витримці 2—5 год на поверхні утвориться твердий борид заліза і товщина шару досягає 0,1—0,2 мм, а при 850-1050 °С протягом 15 год товщина шару 0,25-0,35 мм.

#### *Хімікотермічна обробка чавуну*

*Азотування.* Для азотування використовують переважно сірі чавуни, леговані хромом, нікелем, молібденом та іншими нітридоутворюючими елементами, а також високоміцний чавун. Азотування чавунів роблять для підвищення твердості до 600-1000 НВ, зносостійкості та корозійної стійкості в газовому середовищі. Процес здійснюють при 550-580 °С, тривалість (50-70 год) залежить від потрібної глибини азотованого шару, далі деталі охолоджують з піччю. Сірі чавуни попередньо відпалюють при 950 - 1000 °С протягом 4-12 год для розпаду цементиту. Для надання металевій основі після відпалу високих механічних властивостей чавун гартують від 800-850 °С у маслі з короткочасним відпуском при 600 °С.

Перспективним є також процес азотування у тліючому розряді. Таке азотування значно підвищує стійкість за умов тертя і зношування, втомну міцність при знакозмінних навантаженнях. Дифузійний шар, що утворюється при цьому, не крихкий і добре скріплений з дифузійним підшаром.

*Алітування.* Насичення виробів з чавуну алюмінієм здійснюють для підвищення жаростійкості. Застосовують такі самі режими як і для обробки сталей. Найбільш поширене алітування чавуну в порошкових сумішах фероалюмінію протягом 2-6 год при 950-1050 °С після повільного нагрівання (до 500°С). Після алітування вироби охолоджують з піччю або на повітрі.

Так само здійснюють *хромування* у твердому (10 - 12 год) або газовому (5 год) середовищах. Це забезпечує твердість поверхні 1600 НВ, підвищення жаростійкості та корозійної стійкості чавунів.

Для підвищення стійкості у кислотах та твердості поверхні ковкого і сірого чавунів застосовують *силіціювання* виробів з них у твердих або газових середовищах при 1000-1100 °С. Для отримання шару завтовшки 0,5-0,8 мм на виливках ковкого чавуну потрібна тривалість насичення 20-25 год. За цей же час на виливках сірого чавуну утворюється шар завтовшки 0,1 мм. Найкращі результати при силіціюванні одержують на ковких чавунах, задовільні — на сірих.

Для полегшення механічної обробки чавуну різанням використовують *сульфідкування* його виливків. Здійснюють його шляхом повільного нагрівання до 550-600 °С у середовищах, що містять сірку. Для отримання дифузійного шару завтовшки 0,3 мм тривалість насичення повинна становити 3 год. Охолодження після хіміко-термічної обробки здійснюють на повітрі.

#### ***Техніка безпеки при роботі у відділенні термічної обробки сплавів***

Безпека роботи на термічних печах в основному залежить від ступеня механізації виробничих процесів, стану устаткування, а також від того, наскільки точно дотримується технологія і строго виконуються правила техніки безпеки.

Пристаюючи до роботи на нафтовій печі, терміст повинен переконатися не тільки в її справності, але й у справності форсунок, мазуто- та повітропроводу. Перед розпалюванням гарячої печі варто відкрити шибер димоходу і продути піч стиснутим повітрям. Розпалюють піч у такий спосіб. Спочатку відкривають кран для подачі повітря, а потім — кран для подачі мазуту. Як смолоскипом (факелом) зручно користуватися змоченої олією або мазутом ганчіркою, причепленої до довгої сталевий рукоятки. Категорично забороняється змочувати ганчірку гасом або бензином. При пуску печі не можна стояти проти форсунки і дивитися в топкову камеру, тому що це може привести до опіку особи і рук. Під час роботи необхідно стежити за тим, щоб форсунка працювала стійко. Не можна залишати працюючу піч без нагляду.

При раптовому припиненні подачі мазуту або повітря, несправності форсунки, а також після закінчення роботи потрібно перекрити мазутний вентиль і закрити засувку.

Працюючи на газових печах, терміст повинен бути особливо уважним, тому що природні і штучні гази вибухонебезпечні та містять отруйні речовини. Тому термісти допускаються до роботи на газових печах тільки після закінчення навчання за спеціальною програмою.

При пуску печі, а також при прийманні та здачі зміни необхідно оглядати газопровід пальника і перевіряти манометром тиск газу в

газопроводі. Він повинен бути 49,0—58,8 кН/м<sup>2</sup> (5000—6000 мм вод. ст.). Якщо він становить 19,6 кН/м<sup>2</sup> (2000 мм вод. ст.), то розпал печі варто припинити. Піч можна розпалювати тільки при відкритій заслінці та після продувки печі стисненим повітрям.

Порядок розпалювання газової печі такий же, як і нафтової, тобто спочатку подається повітря, а потім газ. Далі смолоскип підносять до кратера пальника і поступово відкривають газовий кран. Як тільки газ займеться, повільно відкривають повітряну шайбу і додають газ до повного відкриття газового крана в пальнику. Переконавшись, що горіння стійке, переходять до розпалювання наступних пальників. При раптовому припиненні подачі газу необхідно швидко перекрити вентиль пальника і газопроводу, відкрити кран продувної свічі, повідомити про це, майстрові або старшому зміни. Якщо піч перестає працювати, треба закрити газ і повітря по черзі на всіх пальниках. На інжекційних пальниках спочатку закрутити повітряну шайбу, а потім перекрити газ.

Газ легко згорає навіть від іскри. Газове полум'я варто гасити негайним вимиканням подачі газу до місця горіння. Невелике газове полум'я можна погасити сирою м'ятою глиною. Загасити полум'я водою або піском неможливо, тому що газ легко проходить через ці матеріали і продовжує горіти на їх поверхні. У процесі роботи на теплових агрегатах терміст повинен бути дуже уважним і починати роботу тільки в справному одязі, головному уборі, рукавицях і в окулярах.

Істотним недоліком технології ціанування є отруйність ціаністих солей. Тому процеси ціанування проводять у спеціально виділених гарно вентильованих приміщеннях, у яких строго дотримуються правил техніки безпеки.

## ЛЕКЦІЯ № 15. Теорія легування. Класифікація легованих сталей та їх використання в машинобудуванні

### *Основи теорії легування сталей*

Легованими називають сталі, які, крім заліза, вуглецю і технологічних домішок, містять спеціальні домішки (легуючі елементи). Легуючі елементи вводять до складу сталі для надання їй або покращання певних фізичних, хімічних, механічних або технологічних властивостей. Сталі можуть містити один або кілька легуючих елементів. Найчастіше використовують такі легуючі елементи як Cr, Ni, Mo, W, Co, Cu, Ti, Zr, Nb, Al, а також  $Mn > 0.8\%$ ,  $Si > 0.5\%$ .

Потрібно пам'ятати, що легуючі елементи мають спорідненість до кисню, сірки та азоту. Тому при вводі легуючих елементів у сталь можливо утворення їх хімічних сполук з киснем, сіркою та азотом.

За збільшенням спорідненості до кисню елементи можна розташувати у наступному порядку (при  $t=1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ): Ni, Mo, W, Fe, Cr, Mn, Si, C, V, Ti, Mg, Al, Zr, Ba, Ce, Ca.

За збільшенням спорідненості до сірки їх можна містити (при  $t=1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) так Si, Al, Fe, Mn, Ti, La, Ca, Ce.

Експерименти показують, що у неметалевих включеннях (сульфідах, оксидах, оксисульфідів) міститься від 19 до 33% Mn (середнє значення – 26%), від 8 до 11% Si (середнє – 9.5%) та до 100 % церію. Значна кількість титану (92 - 97%) у сталях зв'язана в карбонітриди титану.

### *Основи раціонального легування і роль легуючих елементів в утворенні карбідної фази у сталях*

Легуючі елементи з хімічною спорідненістю до вуглецю, більшою, ніж у заліза (Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb і ін.), утворять у сталі карбіди. Карбідоутворюючими легуючими елементами називають елементи, що мають більшу, ніж залізо, спорідненість до вуглецю. Карбідоутворюючі елементи в періодичній системі Менделєєва розташовані лівіше заліза. Вони можуть розчинятись у цементиті ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) або утворювати спеціальні карбіди. Ці елементи також частково розчиняються у фериті або в аустеніті. Чим лівіше розташований карбідоутворюючий елемент, тобто що менше заповнений в його атомі енергетичний підрівень **d**, тим тривкіший металевий карбід.

Легуючі елементи (Ni, Co, Si, Cu та ін.), розташовані справа від заліза в періодичній системі Менделєєва, карбідів не утворюють (тому що мають меншу хімічну спорідненість з вуглецем, ніж залізо, і тому (з огляду на велику масу атомів заліза в сталі) практично в

карбідоутворенні не приймають участі, а лише розчиняються у фериті й аустеніті.

Зв зростанням спорідненості до вуглецю та стійкості карбідних фаз карбідоутворюючі елементи розміщуються у наступний ряд: Fe – Mn - Cr - Mo - W - Nb - V - Ti - Zr. Чим стійкіший карбід, тим складніше він розчиняється в аустеніті та виділяється при відпуску (табл. 15.1).

#### 15.1. Температури плавлення карбідів [25]

Тип карбіду	Fe <sub>3</sub> C	Mn <sub>3</sub> C	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Mo <sub>2</sub> C	WC	VC	TiC	ZrC
Температура плавлення, °C	1500	1480	1940	2900	2900	3100	3450	3800

При введенні порівняно невеликої кількості легуючого карбідоутворюючого елемента в сталь він спочатку розчиняється в цементиті, заміщаючи частину атомів заліза. При цьому утвориться легований цементит. Тоді формула утвореного карбіду, що називається легованим цементитом, має вигляд (Fe, Mn)<sub>3</sub>C, (Fe, Cr)<sub>3</sub>C.

Наприклад, марганець може замінити в цементиті всі атоми заліза, хром - до 25 % атомів, молібден - до 3 % атомів. Після перевищення легуючим елементом граничної розчинності в присутності надлишкового вуглецю утворюються спеціальні карбіди типу Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Mn<sub>3</sub>C, TiC, VC та ін.

За будовою кристалічних ґраток карбіди бувають двох типів. До карбідів першої групи належать Fe<sub>3</sub>C, Mn<sub>3</sub>C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, що мають складні кристалічні ґратки. Такі карбіди недостатньо міцні і при нагріванні до високих температур розпадаються з утворенням твердого розчину легуючих елементів в аустеніті.

Карбіди другої групи Mo<sub>2</sub>C, WC, VC (наприклад - NaCl), TiC мають прості кристалічні ґратки, що відрізняються великою міцністю і не розпадаються при нагріванні. Усі карбіди мають високу твердість, але твердість карбідів другої групи трохи вище.

Розподіл легуючих елементів між феритом та карбідами показаний на рис. 15.1. З рисунку видно, що марганець, маючи спорідненість з вуглецем, як залізо, необмежено розчиняється в цементиті і дає загальний із залізом карбід типу (Fe, Mn)<sub>3</sub>C, відрізняючись значною розчинністю у фериті, марганець, введений у сталь, є присутнім і в фериті, і в карбідах. Розподіляються в різному співвідношенні між феритом і карбідами й інші карбідоутворюючі елементи. При цьому, чим вище ступінь хімічної спорідненості

легуючого елемента до вуглецю, тим більш велика його частка зв'язується в карбіди і менша знаходиться в  $\alpha$ -твердому розчині.

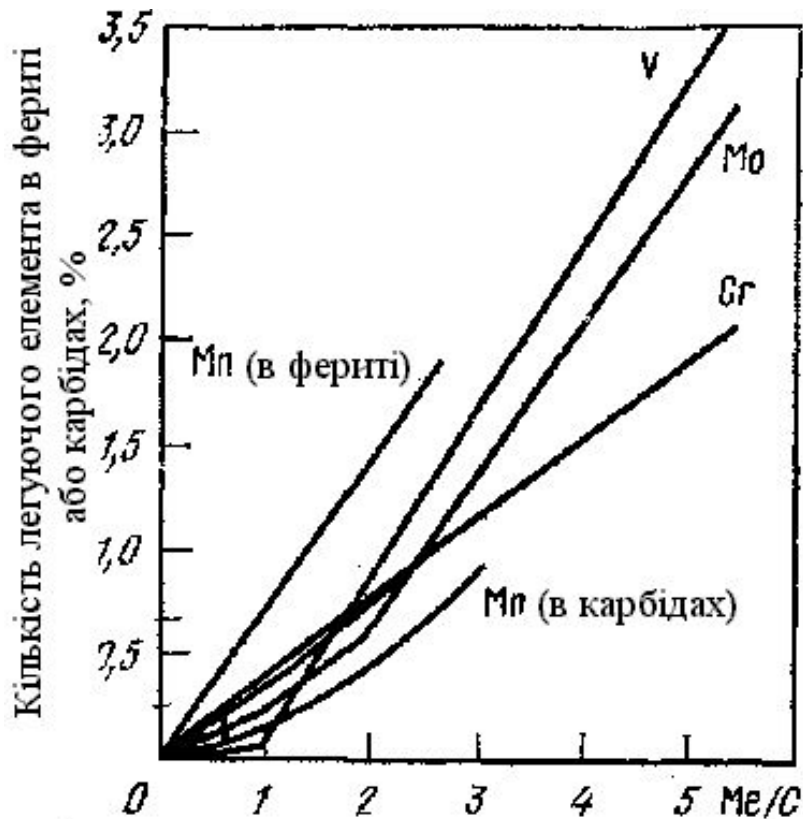


Рис. 15.1. Розподіл легуючих карбідоутворюючих елементів між феритом і карбідами [26]

Залежність частки легуючого елемента, розчиненого у фериті, залежно від його загального вмісту в сталі для марганцю, хрому, молібдену, ванадію (елементи розташовані за зростанням ступеня хімічної спорідненості до вуглецю), наведена на рис. 15.1. На цьому графіку кількість легуючого елемента, введеного в сталь, представлено у вигляді відношення  $Me/C$ , де  $Me$  - кількість легуючого елемента [% (ат.)],  $C$  - кількість вуглецю [% (ат.)], тому він справедливий для сталей з різним вмістом вуглецю і легуючих елементів. Для марганцю наведено так само його кількість, зв'язана в карбід.

Мала відмінність ступеня хімічної спорідненості до вуглецю марганцю порівняно з залізом призводить до того, що велика його частина розчиняється у фериті, а менша бере участь в утворенні карбіду  $(Fe, Mn)_3C$ . При легуванні марганцем конструкційних сталей у широкому інтервалі концентрацій відбувається безперервне в постійному співвідношенні збагачення їм фериту і карбідів. При такій



поведінці марганцю, як легуючого елемента, властивості сталі зі збільшенням його вмісту повинні змінюватися постійно. Якщо іноді в зміні властивостей спостерігається порушення безперервності, то причиною цього є не зміна складу фериту або карбідів, а поява нової голчастої нерівноважної складової структури.

При легуванні сталі елементами з високим ступенем хімічної спорідненості до вуглецю закономірності їх розподілу між карбідами і феритом істотно інші, ніж марганцю. Найкраще можна простежити на прикладі ванадію, такими ж будуть закономірності для титану та ніобію.

Ванадій, а також титан, ніобій, цирконій утворюють з вуглецем карбід практично одного типу  $MeC$ . На прикладі ванадію (див. рис. 15.1) видно, що для цих елементів існують дві стадії легування. На першій стадії зі збільшенням вмісту легуючого елемента  $V/C \approx 1$  відбувається слабке збагачення ним твердого розчину і зв'язування основної його частки в карбіди. При цьому збільшується кількість карбіду легуючого елемента і зменшується кількість цементиту. Перехід від першої стадії легування до іншої ( $V/C > 1$ ) характеризується завершенням переходу від карбіду  $Fe_3C$  до  $VC$ . Цим завершується процес карбідоутворення при легуванні конструкційної сталі також і такими елементами, як  $Ti$ ,  $Nb$ ,  $Zr$ .

На першій стадії легування перехід від цементиту до спеціального карбіду легуючого елемента супроводжується зменшенням розмірів карбідних часток, тобто ростом дисперсності часток карбідної фази та зниженням вмісту вуглецю у фериті відповідно до рівноваги системи  $\alpha$ -твердий розчин — карбід.

Друга стадія легування характеризується активним збагаченням  $\alpha$  - твердого розчину легуючим елементом. На цій стадії легування, але вже при тривалих нагріваннях, може відбуватися виділення карбідів у дисперсній формі.

Для інших легуючих карбідоутворюючих елементів, таких як  $Cr$ ,  $Mo$  і  $W$ , що мають меншу спорідненість до вуглецю, ніж розглянуті вище  $V$ ,  $Ti$  і  $Nb$ , загальні закономірності зміни фазового і структурного стану такі ж. Оскільки ці елементи утворюють з вуглецем не один, а кілька типів карбідів, першу стадію легування розділяють на кілька етапів відповідно до змін карбідної фази. Так, для молібдену (див. рис. 15.1) перший етап першої стадії легування закінчується при  $Mo/C \approx 1$  і відповідає завершенню переходу карбіду типу  $Me_3C$ , тобто  $(Fe, Mo)_3C$ , у карбід типу  $Me_{23}C_6$ , -  $(Mo, Fe)_{23}C_6$ . Другий етап цієї стадії легування закінчується при  $Mo/C \approx 2$ , коли завершується утворення карбіду  $Mo_6C$ . Далі при  $Mo/C > 2$

починається друга стадія легування, коли весь Мо введений понад зазначену кількість ( $Mo/C > 2$ ) і молібден переходить у  $\alpha$  - твердий розчин.

Для хрому з ще меншою спорідненістю до вуглецю, ніж молібден, перший етап першої стадії легування обмежується  $Cr/C \approx 1,2$  і відповідає переходу карбіду  $Me_3C$ , тобто  $(Fe, Cr)_3C$ , у карбід  $Me_7C_3$ , -  $(Cr, Fe)_7C_3$ , а другий етап першої стадії легування не завершується і при  $Cr/C \approx 5$ , тому що в цьому випадку не закінчується перехід карбіду  $Me_7C_3$  у  $Me_{23}C_6$ . Друга стадія легування хромом настає при  $Cr/C > 10$ .

Вплив легуючих елементів на критичні точки, структуру та властивості сталей

Вплив легування на поліпшення властивостей сталі ґрунтується на:

1. *Зміні критичних точок і стійкості переохолодженого аустеніту.* Легуючі елементи утворюють із залізом тверді розчини заміщення, впливаючи на критичні температури  $A_3$  і  $A_4$ , що обмежують області існування гомогенних твердих розчинів  $\alpha$ - і  $\gamma$ -заліза діаграми залізо — легуючий елемент (рис. 15.2.).

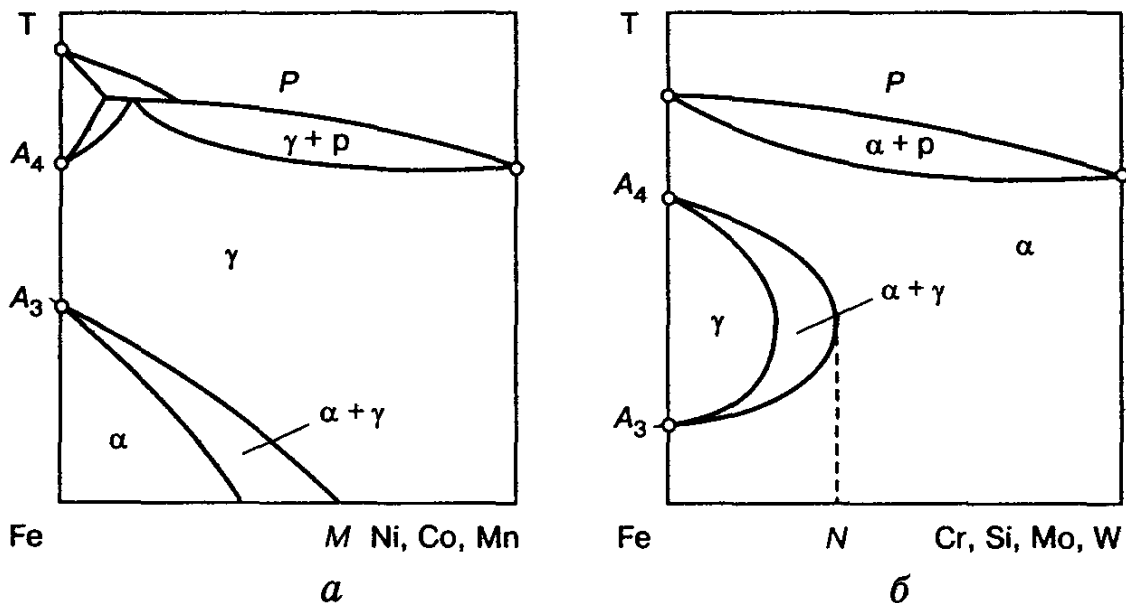


Рис. 15.2. Вплив легуючих елементів на положення критичних точок у сталі [3]

Таким чином, залежно від впливу на поліморфні перетворення  $\alpha$ - чи  $\gamma$ -твердого розчину, легуючі елементи поділяють на дві групи.

Елементи першої групи - Ni, Mn і Co ( $\gamma$ -стабілізатори) підвищують критичну температуру  $A_4$  і знижують критичну температуру  $A_3$ . У результаті область  $\gamma$ -заліза розширюється, а  $\alpha$ -

заліза—звужується (див. рис. 15.2,а). На поданій вище схематичній діаграмі залізо - легуючий елемент, бачимо, що, починаючи з деякої концентрації **М** легуючого елемента, маємо  $\gamma$ -твердий розчин у проміжку температур від кімнатної до лінії солідус. Сплави з концентрацією легуючого елемента, що перевищує **М** називають аустенітними. Вони не зазнають фазових перетворень  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  під час нагрівання і охолодження.

Друга група елементів - Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, Be та ін. ( $\alpha$  - стабілізатори) знижує критичну температуру  $A_4$  й підвищує критичну температуру  $A_3$ , звужуючи область  $\gamma$  - твердого розчину (див. рис. 15.2, б) і розширюючи область  $\alpha$ -твердого розчину у правій частині діаграми. Сплави на основі заліза, які, починаючи з концентрації **N** легуючого елемента, мають в усьому діапазоні температур тільки  $\alpha$ -твердий розчин, називаються *феритними*.

Багато елементів (W, Cr, Si, Mo, Mn, V, Ti) зміщують положення критичних точок на діаграмі залізовуглецевих сплавів (лінія SE) ліворуч (рис. 15.3). Внаслідок цього сталь, легована цими елементами, буде утворювати перлітну структуру при вмісті вуглецю  $< 0,8\%$ .

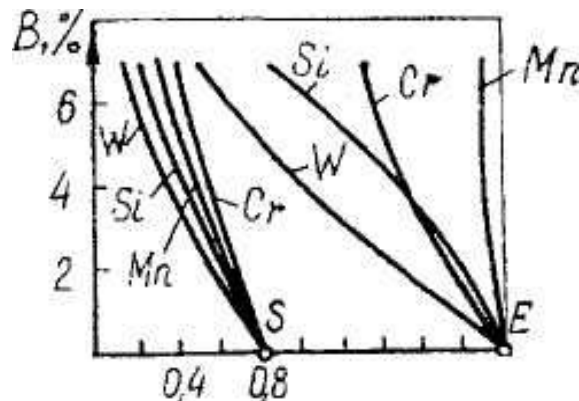


Рис. 15.3. Вплив легуючих елементів В на положення точок S ( $C=0,8\%$ ) і E ( $C = 2,14\%$ ) [13]

Легуючі елементи, що не утворюють карбіди, затримують перетворення аустеніту в перліт, сорбіт і троостит, про що свідчить зсув вправо лінії початку перетворення аустеніту (рис. 15.4,а) проти відповідної лінії для вуглецевої сталі. Винятком є кобальт, який прискорює таке перетворення.

Карбідоутворюючі елементи також зсувають вправо С-подібну криву ізотермічного перетворення (рис. 15.4,б). Проте початок бейнітного перетворення у легованих такими елементами сталях відбувається дещо раніше, ніж у вуглецевих за однакового вмісту вуглецю (див. нижню С-подібну криву). Отже, дуже важливою

властивістю легуючих некарбідо- й карбідоутворюючих елементів є їх здатність збільшувати інкубаційний період в районі перлітного, сорбітного й трооститного перетворень, зменшувати критичну швидкість охолодження (рис. 15.5) і підвищувати прогартованість легованих сталей (рис. 15.6).

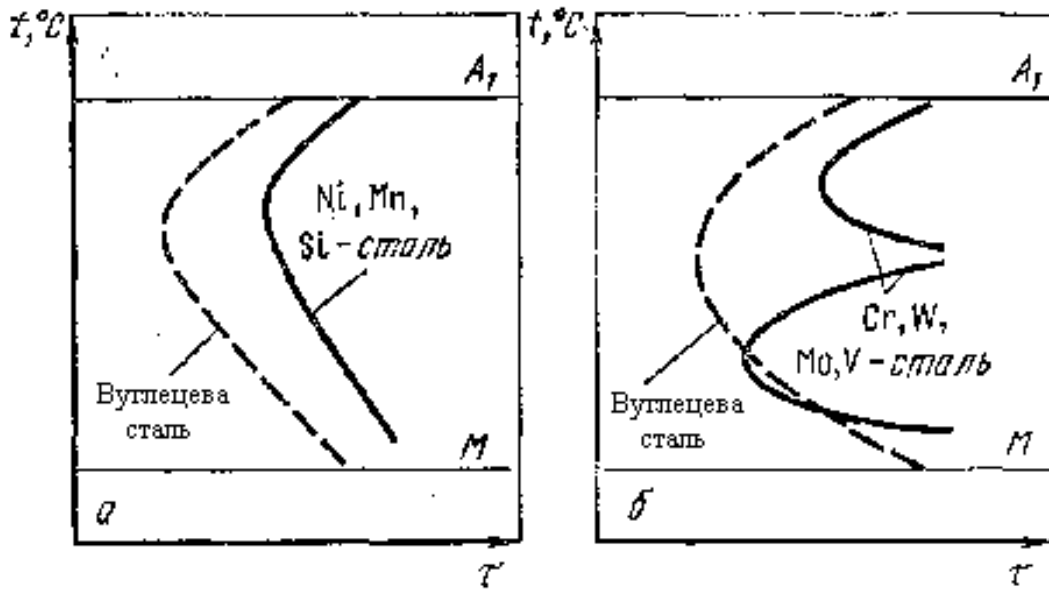


Рис. 15.4. Схема діаграм ізотермічного перетворення аустеніту [13]:

а - вуглецева сталь і сталь, легована некарбідоутворюючими елементами; б - вуглецева сталь і сталь, легована карбідоутворюючими елементами

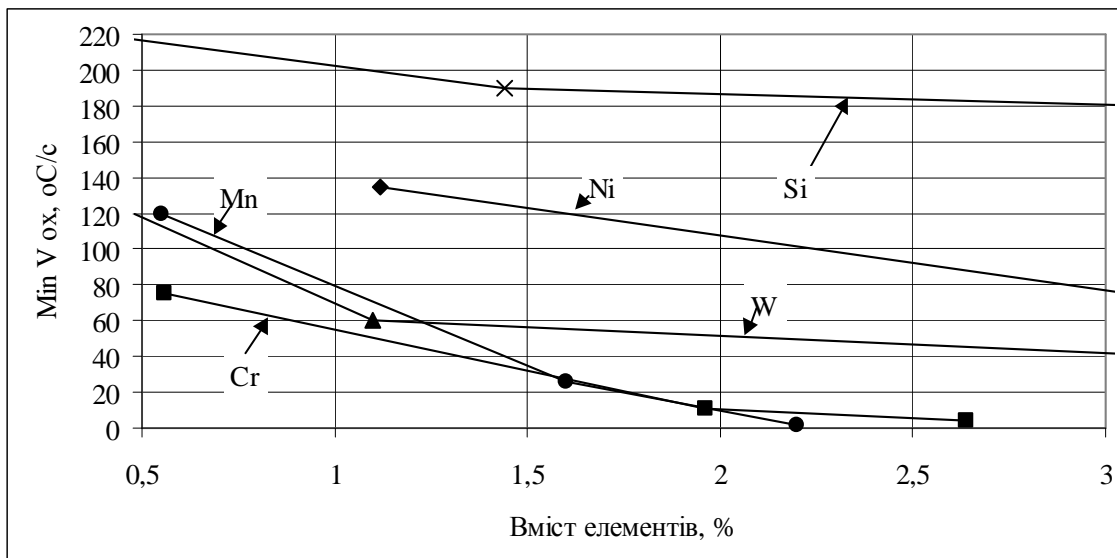


Рис. 15.5. Вплив легуючих елементів на нижню критичну швидкість гартування при охолодженні від 950 °С  
Найістотніше її збільшують хром, нікель, молібден, марганець.

Карбідоутворюючі елементи підвищують прогартованість лише, якщо вони повністю розчиняються в аустеніті під час нагрівання. Коли температура гартування залишається в межах 800 - 900 °С, то карбіди вольфраму, ванадію, ніобію, титану у твердий розчин не переходять і під час розпаду аустеніту стають центрами вторинної кристалізації, знижуючи прогартованість.

Бор, доданий у невеликій кількості (0,001 - 0,005%), концентрується у складі твердого розчину на границях зерен аустеніту, що сприяє зростанню стабільності аустеніту.

Легуючі елементи збільшують інкубаційний період в районі перлітного, сорбітного й трооститного перетворень, зменшують критичну швидкість охолодження (рис.15.5) і підвищують прогартованість легуваних сталей (рис. 15.6). Особливо ефективно підвищується прогартованість, якщо ввести до складу сталі не один, а кілька легувальних елементів, наприклад Сг + Ні, Сг + Мо, Сг + Ні + Мо тощо.

Легуючі елементи впливають на температури початку ( $M_p$ ) і кінця ( $M_k$ ) мартенситного перетворення, з чим пов'язана частка залишкового аустеніту в загартованій сталі (рис. 15.7).



Рис. 15.6. Вплив легування на прогартованість сталей

Зокрема, алюміній і кобальт підвищують положення ліній  $M_p$  і  $M_k$  на діаграмі ізотермічного перетворення, кремній не впливає на них, а більшість елементів знижує ці температури. Наприклад, 5 % Mn знижує початок мартенситного перетворення до 0 °С, тому за такого або більшого вмісту марганцю сталь має аустенітну структуру після

ПОВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ.

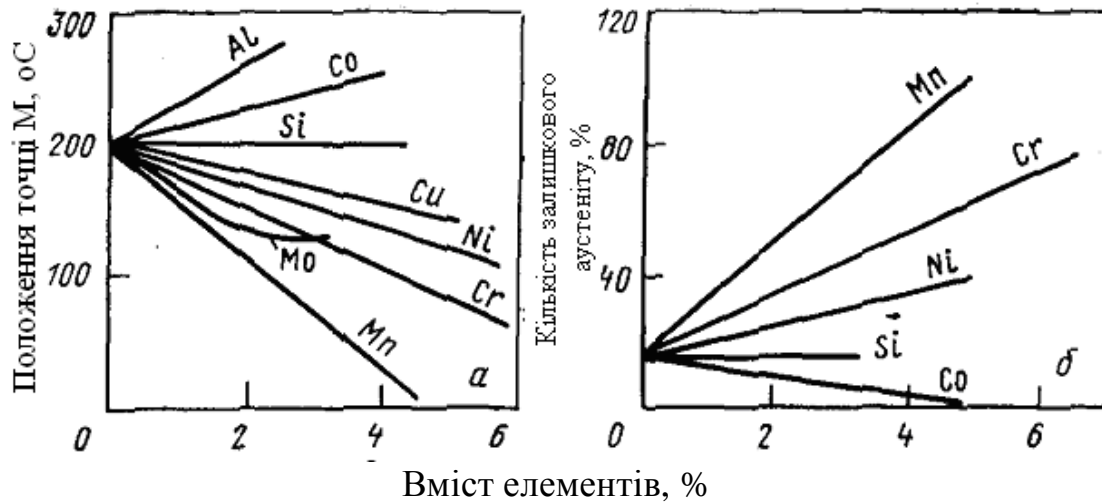


Рис. 15.7. Вплив легуючих елементів на температуру мартенситного перетворення (а) та кількість залишкового аустеніту (б) у сталі з 1 % вуглецю [13]

Кількісна закономірність впливу легуючих елементів на зміну температури початку мартенситного перетворення, встановлена А.А. Поповим, така:

$$M_{\pi} = 520 - 320 \cdot C\% - 50 \cdot Mn\% - 30 \cdot Cr\% \cdot (Ni + Mo) - 5 \cdot (Cu + Si), \quad (15.1)$$

2. Зміні швидкості дифузійних процесів і виділення та коалесценції карбідів.

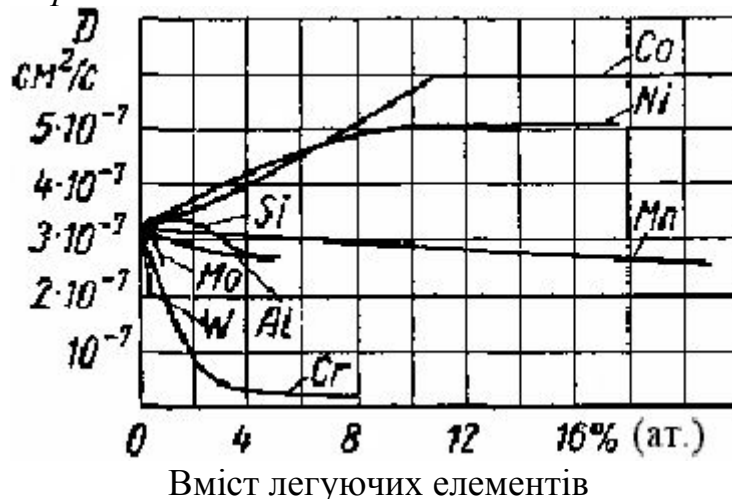


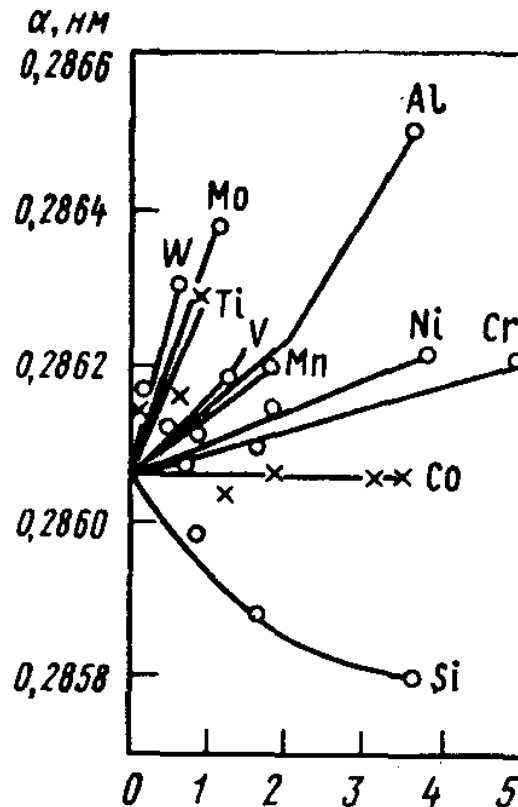
Рис. 15.8. Вплив легуючих елементів на коефіцієнт дифузії вуглецю в аустеніті (1050 °C, 0,4% C) [27]

3. Зміні стійкості карбідів (див. табл. 15.1).

4. Впливі на стан твердого розчину основи (фериту чи

аустеніту) тієї частки легуючого елемента, що не зв'язується в карбіди та розчинюються у основі (твердорозчинне зміцнення).

Ступінь взаємодії легуючого елемента з феритом визначається співвідношенням атомних радіусів заліза і легуючого елемента, а також типів і параметрів їх кристалічних ґраток. Розчиняючись в  $\alpha$ -залізі, атоми легуючих елементів збільшують або зменшують параметр його кристалічної ґратки залежно від співвідношення атомних радіусів заліза й легуючого елемента (рис. 15.9).



Вміст елементів в  $\alpha$ -залізі, % (атомн.)

Рис. 15.9. Залежність постійних  $\alpha$ -ґратки заліза від концентрація [28] легуючого елемента

Як наслідок змінюється міцність фериту чи аустеніту основи сталі:

$$\Delta\sigma = \sum_{i=1}^n K_i \cdot C_i, \quad (15.2)$$

де  $K_i$  - коефіцієнт зміцнення фериту при легуванні яким-небудь елементом у кількості 1,0% (за масою);

$C_i$  - концентрація елемента, розчиненого у фериті.

Значення коефіцієнта  $K_i$  для елементів, що входять до складу легуваних сталей, наведені у табл. 15.2.

15.2. Коефіцієнт зміцнення фериту при легуванні елементами у

кількості 1 % (мас.) [28]

Еле- мент	C + N	P	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
K <sub>i</sub>	467	69	8,6	8,2	6,0	3,9	3,3	3,1	3,0	1,1	0,3

Вплив елементів на термодинамічні умови фазових перетворень призводить до того, що схильність до росту аустенітного зерна зменшують всі легуючі елементи, крім марганцю й бору, а Mo, V, Cr подрібнюють також структуру сталі (рис. 15.10).

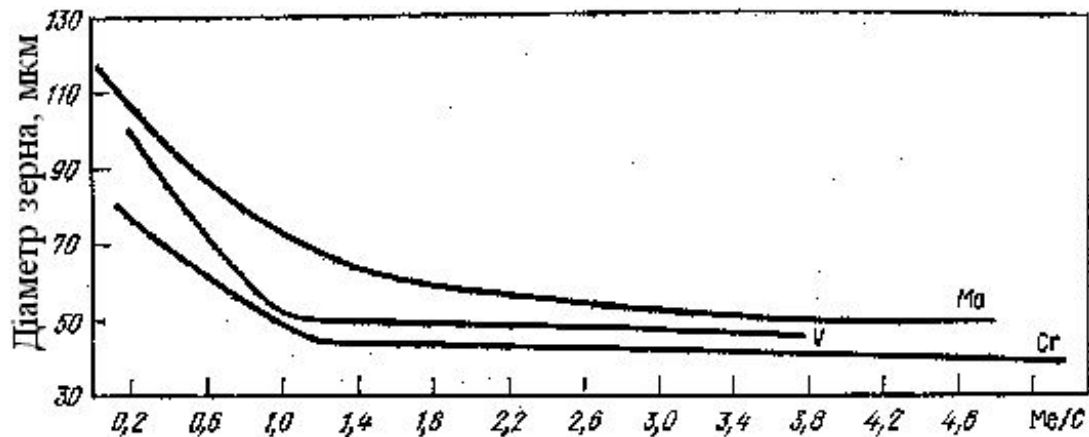


Рис. 15.10. Вплив ступеня легування конструкційних сталей з 0,2 % C на розмір зерна[26]

Зміни у фазовому і структурному станах, що відбуваються на першій стадії легування, зменшення розмірів карбідів, подрібнення зерна і зниження змісту вуглецю у фериті добре позначаються на механічних властивостях сталей: підвищується їх міцність і в'язкість. Така зміна властивостей має місце і при збільшенні вмісту легуючого елемента в межах співвідношення, що відповідає першій стадії. Оскільки період першої стадії легування скорочується з підвищенням ступеня хімічної спорідненості легуючого елемента до вуглецю, кількість введених в конструкційні сталі легуючих елементів повинно бути тим меншим, чим вища їх спорідненість до вуглецю. Тому V, Ti і Nb звичайно вводять у сталь у дуже малих кількостях, більше вводиться молібдену і вольфраму, а ще більше хрому.

На другій стадії легування, коли збільшення вмісту легуючого елемента в сталі супроводжується збільшенням його концентрації у фериті, зміна властивостей сталі визначається в основному зміною властивостей фериту. Тому на другій стадії легування спостерігається, як правило, підвищення міцності сталі, що супроводжується, однак,



зниженням її в'язкості та холодостійкості. Така зміна властивостей збільшується іноді додатково ефектом дисперсійного зміцнення.

Таким чином, для одержання високого поєднання міцності та в'язкості конструкційної сталі її легування варто обмежувати першою стадією. З підвищенням дисперсності карбідів росте твердість і міцність сталі. Ефективність впливу легуючих елементів на міцність та пластичність середньовуглецевої сталі показана на рис. 15.11.

### ***Особливості термічної обробки легованих сталей.***

#### ***Явище відпускнуої крихкості I та II роду***

Температура нагрівання під загартування легованих сталей звичайно вища, ніж вуглецевих. Дифузійні процеси в легованих сталях протікають повільніше, тому що вуглець утворює тверді розчини втілення, а легуючі елементи — заміщення. Нагрівання під загартування до більш високої температури супроводжується більш тривалою витримкою при цій температурі. Це сприяє дисоціації карбідів та кращій розчинності легуючих елементів в аустеніті.

Нагрівання легованих сталей до більш високої температури і більш тривала витримка при загартуванні не супроводжується ростом зерна. Легуючі елементи, як правило, знижують схильність до росту зерна при нагріванні.

Після загартування структура складається з легованого мартенситу, що містить не тільки вуглець, але і легуючі елементи. Через знижену теплопровідність легованих сталей їх нагрівають і охолоджують повільніше. Завдяки цьому знижуються внутрішні напруження, що можуть призвести до жолоблення деталей і тріщин. Загартування легованих сталей звичайно роблять у маслі.

Через утруднену дифузію атомів легуючих елементів процеси відпуску протікають повільніше, і відпуск звичайно проводиться при більш високих температурах. Всі легуючі елементи, особливо хром, молібден, кремній, утрудняють процес розпаду мартенситу при нагріванні. Структура відпущеного мартенситу може зберігатися при 400—600 °С. Леговані карбіди коагулюють також при більш високих температурах. При однаковій температурі відпуску міцність і пластичність легованих сталей вище, ніж вуглецевих.

*Відпускнуою крихкістю* називають окрихчення багатьох конструкційних сталей в певних діапазонах температур відпуску. Схильність відпущених сталей, особливо легованих, до крихкого руйнування найчастіше виявляють графічно, зіставляючи їх ударну в'язкість КСУ з відповідною температурою відпуску  $t_v$ . Звичайно, підвищення температури відпуску збільшує ударну в'язкість. Однак в інтервалі температур відпуску 250 - 400 °С спостерігається істотний

спад величин ударної в'язкості, визначених при кімнатній температурі. В інтервалі температур відпуску 450–600 °С при повільному охолодженні від цих температур ударна в'язкість нижча, ніж при швидкому охолодженні.

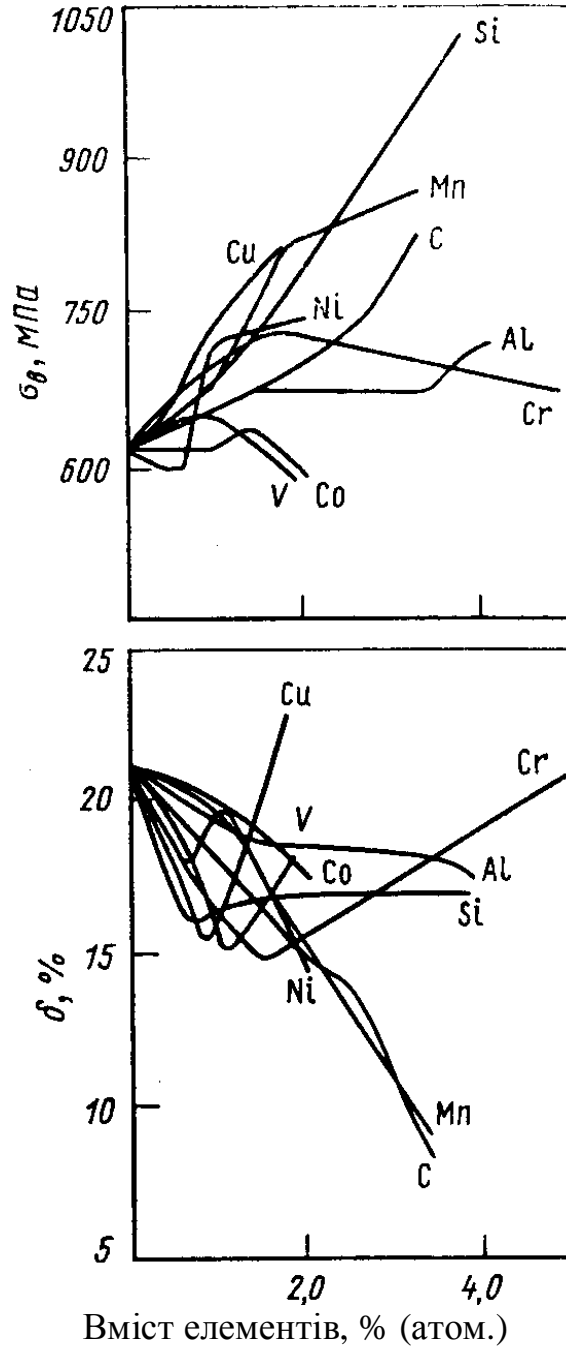


Рис. 15.11. Вплив легуючих елементів на механічні властивості середневуглецевої сталі [28]

Розрізняють два види відпускнуї крихкості — неповторювана (I роду) й повторювана (II роду).

*Неповторювана відпускуна крихкість (I роду) спостерігається у*

відпущених в інтервалі температур 250 - 400 °С легованих, а також вуглецевих сталях. Окрихчення сталей пов'язують з неодноточасним розпадом мартенситу всередині зерна та на його границях. Розпад мартенситу в пограничних зонах починається з виділення й подальшого відокремлення цементиту. В місцях розпаду виникають концентрації напружень, і тому ударна в'язкість сталі після відпуску в інтервалі температур 250 - 400 °С менша, ніж після відпуску при температурах нижчих 250 °С. Підвищення температури відпуску понад 400 °С або часу нагрівання спричиняють вирівнювання структури в усьому зерні, внаслідок чого відпускна крихкість сталі зникає. Повторне (після відпуску понад 400 °С) нагрівання сталі в інтервалі температур окрихчення не спричиняє зниження ударної в'язкості, тобто сталь уже не повертається до крихкого стану.

*Повторювану відпускна крихкість (II роду)* мають леговані сталі, відпущені в інтервалі температур 450 - 600 °С і охолоджені повільно. Швидке охолодження у воді від температури високого відпуску зменшує зниження ударної в'язкості аж до повного зникнення. Повторювана відпускна крихкість не спостерігається у вуглецевих сталях. Її найчастіше пов'язують з виділенням на границях колишніх зерен аустеніту шкідливих домішок, особливо фосфору, під час повільного охолодження після високотемпературного відпуску. Цьому сприяють такі широковикористовувані легуючі елементи як хром, марганець і нікель, які також переміщуються до границь зерен, де хром і марганець утворюють леговані та спеціальні карбіди.

Підвищена концентрація шкідливих домішок поблизу границь зерен істотно послаблює міжзеренний зв'язок і є однією з причин крихкості. Додавання до легованих сталей в обмеженій кількості молібдену (0,2-0,3 %) або вольфраму (0,5 - 0,7%) послаблює відпускна крихкість. Нагрівання попередньо окрихненої сталі до температур понад 600 °С і подальше швидке охолодження можуть обмежити або й зовсім зняти відпускна крихкість. Під час цього розподіл фосфору по зерну вирівнюється, а швидке охолодження стримує дифузію. Проте повторний відпуск при температурах 450 - 600 °С знову призводить до відпускної крихкості. Звідси пішла назва - повторювана відпускна крихкість.

Оптимальна кількість основних легуючих елементів у сталях показана в табл. 15.3, а роль легуючих елементів у сталях – у табл. 15.4.

### 15.3. Оптимальна кількість основних легуючих елементів

у сталях (% мас.) [28]

<b>Легуючий елемент</b>	<b>Тип сталі</b>		
	Вуглецева	Низьколегована	Легована
Si	0,10 – 0,50	1,30 - 2,00	4,0 – 5,0
Mn	0,40 – 0,80	0,50 – 1,50	≥ 2
P	≤ 0,060	-	-
S	≤ 0,060	-	0,15 – 0,30
Cr	≤ 0,040	1,00 – 2,00	≥ 2
Ni	≤ 0,050	1,00 – 2,00	≥ 2
Mo	≤ 0,20	0,20 – 0,50	≥ 0,50
W	-	0,50 – 0,60	≥ 1,00
V	≤ 0,05	0,16 – 0,20	-
Al	≤ 0,10	-	9,0 – 11,0
Cu	≤ 0,3	-	0,40 – 1,00
N	≤ 0,01	-	-
B	≤ 0,003	-	-

### **Класифікація і маркування легованих сталей**

Маркування якісної легованої сталі складається зі поєднання букв і цифр, що вказують на її хімічний склад. Легуючі елементи мають такі позначення: азот - А, ніобій - Б, вольфрам - В, марганець - Г, мідь - Д, кобальт - К, берилій - Л, молібден - М, нікель - Н, свинець - П, хром - Х, бор - Р, кремній - С, титан - Т, ванадій - Ф, цирконій - Ц, алюміній - Ю, рідкісноземельні метали - Ч.

Цифри після літери вказують на вміст даного легуючого елемента. При вмісті елемента менше або близько 1 % цифри не пишуть; близько 2 % - цифру 2 тощо. При маркуванні конструкційних якісних сталей цифри перед першою літерою марки використовують для позначення середнього вмісту вуглецю у сотих частках відсотка, а у високовуглецевих інструментальних сталях - в десятих частках відсотка. Наприклад, сталь марки 20Х містить 0,17- 0,23 % С; 0,7- 1,0 Cr; сталь 30ХГСН2 - 0,3 % С; до 1 % Cr; до 1 % Mn; до 1 % Si; до 2 % Ni.

Літера А у кінці марки сталі вказує на обмежений вміст сірки і фосфору (до 0,03 % кожного), а також на те, що дотримано всіх технологічних вимог металургійного процесу виробництва високоякісної сталі. Наприклад, Сталь 18ХНЗА.

#### 15.4. Роль легуючих елементів у сталях [26]

Вплив легування на основні фази та властивості сталей	Легуючий елемент і вплив збільшення його концентрації	Зміна властивостей без термічної обробки	Вплив при термічній обробці	
			на зміну властивостей	на режими термічної обробки
Збільшення кількості карбідів	C	Помірне підвищення міцності	Значне підвищення міцності, зниження в'язкості	Знижується температура гартування
Зміцнення фериту без впливу на карбідну фазу	Si	Істотне підвищення міцності, зниження в'язкості та холодостійкості	Для термічно оброблюваних сталей не використовується	
Підвищення в'язкості та холодостійкості фериту	Ni	Деяке підвищення в'язкості і холодостійкості. Практично не впливає на міцність	Істотне підвищення в'язкості і холодостійкості. Підвищення міцності	Значно збільшується загартованість і прогартованість
Зміцнення фериту і підвищення стабільності карбідів типу $Me_3C$	Mn, Cr, W, Mo	Ступінь підвищення міцності і в'язкості значно залежить від кількості легуючого елемента	Значне підвищення міцності, невелике підвищення в'язкості	Трохи підвищується температура гартування і відпуску, збільшується прогартованість

Продовження табл. 15.4

Вплив легування на основні фази та властивості сталей	Легуючий елемент і вплив збільшення його концентрації	Зміна властивостей без термічної обробки	Вплив при термічній обробці	
			на зміну властивостей	на режими термічної обробки
Зміцнення фериту та формування карбідів легуючих елементів підвищеної і високої стійкості	Cr, W, Mo, V, Ti, Nb	Підвищення міцності	Істотне підвищення міцності. В'язкість підвищується мало	Підвищується температура гартування, трохи збільшується прогартованість, зменшується схильність до росту зерна при нагріванні, підвищується температура відпуску на задану міцність
Утворення дисперсних зміцнюючих фаз	Mo, V, Nb, Ti, Al, N	Підвищення міцності, зниження в'язкості при незмінному розмірі зерна. При подрібненні зерна підвищення в'язкості	Значне підвищення міцності	Підвищується температура гартування, регламентуються умови відпуску (температура, тривалість, швидкість охолодження)

Особливо високоякісна сталь має в кінці марки літеру Ш. Наприклад, Сталь 95X18Ш, особливо високоякісна, виплавлена методом електрошлакового переплаву, містить 0,9-1,0 % С; 17- 19 % Cr; 0,03 % Р і 0,015 % S.

Деякі групи сталей мають додаткові позначення: марки шарикопідшипникових сталей починаються з літери Ш, швидкорізальних - з літери Р, магнітотвердих - з літери Е, автоматних - з літери А.

Для скорочення кількості знаків при маркуванні сталі іноді відступають від загальноприйнятої системи, особливо для складнолегованих сталей. У марках таких сталей не вказують цифру, що означає вміст вуглецю або іншого елемента (інструментальні сталі з вмістом вуглецю понад 1 %).

### ***Класифікація легованих сталей***

*За хімічним складом, тобто залежно від вмісту вуглецю (низьковуглецеві до 0,25 %, середньовуглецеві - 0,25-0,6 %, високовуглецеві - 0,6-2 %), вмісту основного легуючого елемента (хромисті, нікелеві, хромонікелеві, марганцеві тощо), та сумарною часткою легуючих елементів (низьколеговані вміщують до 2,5% легуючих елементів, середньолеговані – 2,5-10 %, високолеговані -  $\geq 10\%$ ).*

Сталі з високим вмістом легуючих елементів, що розширюють  $\gamma$ -область на діаграмі стану, утворюють клас аустенітних сталей; сталі з високим вмістом елементів, що звужують  $\gamma$ -область, і низьким вмістом вуглецю утворюють клас феритних сталей.

*Залежно від структури у рівноважному стані розрізняють сталі:*

доевтектоїдні (від 0,02 до 0,8 % С), які містять у структурі перліт і надлишковий ферит. Наприклад, Сталь 45, 40, 30, 20, 45Х, 30ХРА, 33ХС, 38ХС, 30Х, 30Г2, 20ХГР, 20Х, 16ХГ, 15ХА, 40ХФА, 40ХС, 40ХГР, 35ХГСА та ін.;

евтектоїдні (0,8 % С) з перлітною структурою. Наприклад, Сталь У9, У8, У8Г, 6ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХС, 7ХФ, 60С2Н2А, 6ХВГ;

заевтектоїдні (понад 0,8 % С), які мають у структурі надлишкові (вторинні) карбіди. Наприклад, Сталь У13, У12, У10, Х, 9ХС, 9Х1, 8ХФ, 7ХЗ, ХГС, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ, 9ХВГ та ін.;

ледебуритні, що мають надлишкові карбіди, які виділяються з рідкої фази під час кристалізації. Останні у литому стані утворюють з аустенітом евтектику — ледебурит. Наприклад, Сталь Х12, Р18, Р9.

*За структурою після охолодження зразків (діаметром 25 мм) на повітрі розрізняють такі основні класи сталей:*

*феритний* - сталі містять до 0,3 - 0,4 % С та до 20 – 25 % таких

феритоутворюючих елементів як Cr, Si та Al. Наприклад, Сталь





15X25T, 15X28, X13Ю4, XI4, 12X17, X27Ю5, X25Ю5, X23Ю5, 0X17Ю5, 08X13 та ін.;

*перлітний* (сорбітний, трооститний) - сталі цього класу характеризує відносно низький вміст легуючих елементів (0,1-1,5% С та 5 - 7% інших легуючих елементів). Наприклад, Сталь 45, 40, 30, 20, 45Х, 30ХРА, 33ХС, 38ХС, 30Х, 30Г2, 20ХГР, 20Х, 16ХГ, 15ХА, 40ХФА, 40ХС, 40ХГР, 35ХГСА, 30ХГС, 27ХГР, 18ХГТ, 15ХМ, 50Г2, 45Г2, 38Х2МЮА, 30ХМА, 30ХГТ, 20ХНТР, 20ХГНР, 20ХН, 15Н2М, 60Г, 50ХФА, 50С2, 60С2, 60С2ХА, 50ХГ, 50ХН, 40ХН, 38ХГН, 30ХГСН2А; 12Х1МФ; 25Х2М1Ф; 25Х1МФ; 20Х3МВФ; 18Х3МВ тощо; *мартенситний* - сталі містять дещо більшу кількість легуючих елементів (0,2-0,7% С та 10-15% інших легуючих елементів).

Наприклад, Сталь 30Х13Н7С2, 5ХНВ, 20Х13, 15Х11МФ, 15Х5М, 20Х2Н4А, 20ХН4ФА та ін.;

*аустенітний* - характеризується високим вмістом легуючих елементів (0,1-1,0% С та 10 – 40 % інших легуючих елементів). Наприклад, Сталь 12Х25Н16Г7АР, 10Х17Н13М3Т, 10Х17Н13М2Т, 10Х14Г14Н4Т, 09Х14Н19В2БР, 06ХН28МДТ, 08Х18Н12Т, 08Х18Н12Б, 17Х18Н9 та ін.

Умови отримання перлітного, мартенситного та аустенітного класів сталей наведені на рис. 15.12.

Існують також такі проміжні класи як:

*перліто-мартенситний*. Наприклад, Сталь 5ХНМ, 5ХГМ, 40ХН2МА, 30ХН2МФА, 20ХН2М, 12Х2Н4А, 12ХН3А та ін.;

*мартенсито-феритний*. Наприклад, Сталь 40Х9С2, 14Х17Н2, 18Х12ВМБФР, 13Х14Н3В2ФР, 15Х6СЮ та ін.;

*аустеніто-мартенситний*. Наприклад, Сталь 09Х17Н7Ю, 09Х15Н8Ю та ін.;

*аустеніто-феритний*. Наприклад, Сталь 20Х20Н14С2, 20Х23Н13, 08Х21Н6М2Т та ін.

За якістю сталі поділяють на сталі звичайної якості, якісні, високоякісні та особливо високої якості.

За призначенням леговані сталі можуть об'єднуватись у кілька груп:

1. *Конструкційні леговані сталі* використовують для деталей машин і механізмів та зазвичай піддають термічній обробці.

У свою чергу, їх поділяють на сталі для *цементації*, які використовують для виробів, що працюючих в умовах тертя, ударних і знакозмінних навантажень. Хімічний склад таких сталей обмежений вмістом вуглецю до 0,25 %, сумарним вмістом легуючих елементів для низьколегованих сталей до 2,5 % і для середньолегованих — 2,5 -

10 %.

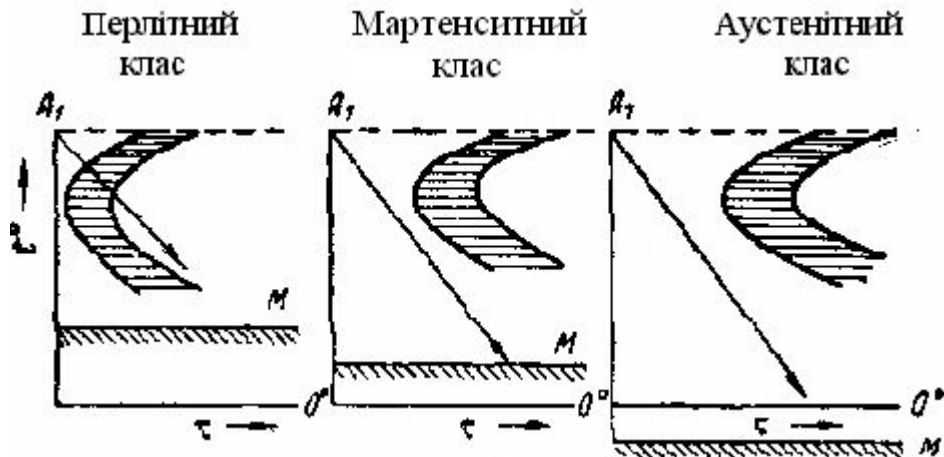


Рис. 15.12. Умови отримання перлітного, мартенситного та аустенітного класів сталей [13]

Для виробів малих розмірів, що працюють в умовах тертя та незначних навантажень, використовують сталі типу 15ХА, 20Х. Відповідальні деталі для експлуатації при високих і ударних навантаженнях та великих швидкостях виготовляються зі сталей типу 15ХФ, 18ХГ, 25ХГМ.

Великі важконавантажені деталі для експлуатації в умовах динамічних і вібраційних навантажень виготовляють зі сталей, легованих комплексом карбідоутворюючих елементів (Cr, V, Ti, Mo) з нікелем. Це сталь 20ХН, 20ХН3А, 12Х2Н4, 18ХГТ, 20ХГР.

*Сталі поліпшені* (гартування + високий відпуск) - це низьколеговані сталі з вмістом вуглецю 0,3 - 0,5 %. Для забезпечення потрібних властивостей міцності, пластичності та в'язкості їх піддають гартуванню з високим відпуском (500-600°C), тобто поліпшують. Загальна кількість легуючих елементів у поліпшуваних сталях становить 3 - 5 % (Cr, Ni, W, Mo, Si, V), основний легуючий елемент - хром (0,8 - 1,1 %).

Розрізняють хромисті сталі - 40Х, 45Х. Для прогартуваності їх додатково легують бором (0,002 - 0,003 % - Сталь 40ХР) або марганцем (до 1 % - Сталь 40ХГ). З них виготовляють деталі для роботи в умовах підвищених напружень і знакозмінних навантажень - шатуни, колінчасті вали тощо.

Хромомарганцеві сталі, леговані Si і Mn (хромансил), наприклад 30ХГС, добре зварюються після термообробки. Для великих відповідальних і важконавантажених деталей складної форми використовують сталі зі значним вмістом Ni та Mo, наприклад, Сталь 40ХНМ; 30ХН2МФ; 40ХН2МФ; 40ХН2МА; 38ХН3МФ тощо.

*Пружинно-ресорні леговані сталі* містять 0,5-0,7 % С, додатково леговані Si (до 2 %) і елементами Mn, Cr, V, W, B, які підвищують пружні характеристики і прогартованість сталі. Сталі 50С2, 50ХГФА використовують для ресор автомобілів, сталі 55СГ, 60СГ, 65С2ВА, 60С2ХФА - для відповідальних пружин, ресор тощо. Додаткове легування сталі вольфрамом, молібденом, ванадієм підвищує стійкість сталі під час відпуску, що дозволяє використовувати їх для роботи при температурах до 200 - 250 °С.

При легуванні бором (0,003 %) підвищується поріг пружності і прогартованість сталі (сталі 55ХГР, 50ХФРА тощо). Для підвищення опору втомі і зменшення чутливості до концентраторів напружень пружини і листи ресор у готовому вигляді піддають поверхневому наклепуванню струменевою обробкою шротом.

*Шарикопідшипникові сталі* складають особливу групу конструкційних сталей, що відповідають вимогам високої міцності і зносостійкості. Для них характерним є високий вміст вуглецю ( $\approx 1$  %) і хрому. Для маркування цих сталей використовують літери ШХ, які розшифровуються як сталь шарикопідшипникова хромиста, далі йдуть цифри, що вказують на вміст хрому в десятих частках відсотку. Наприклад, Сталь ШХ6; ШХ9; ШХ15.

Евтектоїдний (0,8%) вміст вуглецю і хрому забезпечують одержання після гартування структури дисперсного мартенситу з карбідами високої твердості, зносостійкість і прогартованість сталі. Для підвищення прогартованості сталь додатково легують марганцем і кремнієм (Сталь ШХ15СТ; ШХ20СГ).

2. *Інструментальні леговані сталі* використовують для виготовлення різального, штампувального і вимірюваного інструменту. Умовно їх поділяють на леговані, штамповані та швидкорізальні.

*Інструментальні леговані сталі*, порівняно з вуглецевими, характеризує підвищена прогартованість, значна міцність, більш високі різальні властивості, пластичність у відпаленому стані. Легуючі елементи W, Mo, Co, Cr підвищують теплостійкість, Mn - загартованість, Ni - в'язкість, V - зносостійкість.

Сталі з сумарним вмістом легуючих елементів до 2,5 % відносять до низьколегованих, до 10% - до середньолегованих і більше 10% - до високолегованих.

У низьколегованих сталях (С=0,9-1,3%) основним легуючим елементом є хром (Сталь Х; 11Х; 13Х). При вмісті хрому до 0,4 % прогартованість сталей низька, а з підвищенням вмісту хрому до 1,3 - 1,6 % при легуванні кількома елементами (Cr, Mn, Si, W) вона

значно зростає (Сталь 9ХС; 9ХВГ; ХВГ; Х12М тощо).

Сталь Х з теплостійкістю до 200 °С застосовують для токарних і стругальних різців. Сталь 9ХС з теплостійкістю до 260 °С - для виготовлення свердел, розверток, фрез, мітчиків, плашок; сталі типу ХВСГ; 9Х5ВФ з теплостійкістю до 450°С - для виготовлення крупних свердел, плашок, протяжок, фрез та іншого різального інструменту.

Високолеговані інструментальні сталі містять С (0,75-1,1%), W, Cr, V, Мо (до 18 % основного легуючого елемента) і мають високу теплостійкість - до 600-650 °С. Такі сталі називають швидкорізальними, позначають літерою Р і цифрою, яка вказує на вміст вольфраму у відсотках, наприклад, Сталь Р9; Р18. Вміст хрому 4% і ванадію 2% при маркуванні цих сталей не вказують. До складу швидкорізальних сталей додатково вводять також молібден і кобальт. Для маркування таких сталей використовують літери М і К та цифри, які вказують на їх кількість у відсотках (Сталь Р6М5; Р9К5; Р18К5Ф2 тощо).

Для вимірювального інструменту використовують сталі Х, ХВГ після гартування і спеціального низького відпуску при 120 - 130 °С протягом 15 - 20 год з наступною обробкою при температурах нижче нуля (до - 60 °С). З цих сталей виготовляють штампи холодного деформування складної форми перерізом 75 - 100 мм.

Для виготовлення інструменту з високою твердістю і зносостійкістю, а також незначною деформацією під час гартування використовують сталі типу Х12Ф1.

Сталі з меншим вмістом вуглецю і підвищеною в'язкістю використовують для інструменту, що працює в умовах значних ударних навантажень (пневматичні зубила, ножі для холодної різки тощо), наприклад, Сталь 4ХС; 6ХС; 4ХВ2С та ін.

Сталі 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ з вмістом вуглецю 0,5 - 0,6 % леговані хромом, який підвищує міцність і прогартованість, а також вольфрамом і молібденом, які підвищують твердість, теплостійкість, подрібнюють зерно, нікелем який підвищує в'язкість, прогартованість і марганцем, який замінює нікель, використовують для виготовлення штампів гарячого деформування.

*Сталі з особливими властивостями* (спеціальні леговані жароміцні, теплостійкі, зносостійкі, нержавіючі, з особливими магнітними або електричними властивостями тощо), мають певні, різко визначені властивості.

## ЛЕКЦІЯ № 16. Сталі та сплави з особливими фізико-хімічними властивостями

### *Класифікація, маркування та призначення*

Сталі з особливими властивостями (спеціальні леговані сталі корозійностійкі, жароміцні, тепло- та зносостійкі з особливими магнітними або електричними властивостями тощо), мають певні, різко визначені властивості.

### *Корозійностійкі сталі, їх марки, властивості, структура, використання в машинобудуванні*

Корозією називається руйнування металу під дією навколишнього середовища. Ознакою корозії є втрата металевого блиску й поява її продуктів на поверхні металу. Корозія призводить до значного погіршення механічних властивостей металу і його руйнування. Корозійне руйнування класифікують за характером пошкоджень і умовами його виникнення (рис. 16.1).

*Загальна (суцільна) корозія* поширюється на всю поверхню металу. Може бути рівномірною (рис. 16.1, а) або (набагато частіше) нерівномірною (рис. 16.1, б).

*Місцева корозія* зосереджується на окремих ділянках поверхні та має характер плям (рис. 16.1, в), язв (рис. 16.1, г), крапок (рис. 16.1, д) тощо або під поверхнею (рис. 16.1, е).

*Вибіркова корозія* поділяється на компонентно-вибіркову і структурно - вибіркову (рис. 16.1, ж), міжкристалічну (рис. 16.1, з) і ножову (рис. 16.1, і) корозію (руйнування біля шовної зони).

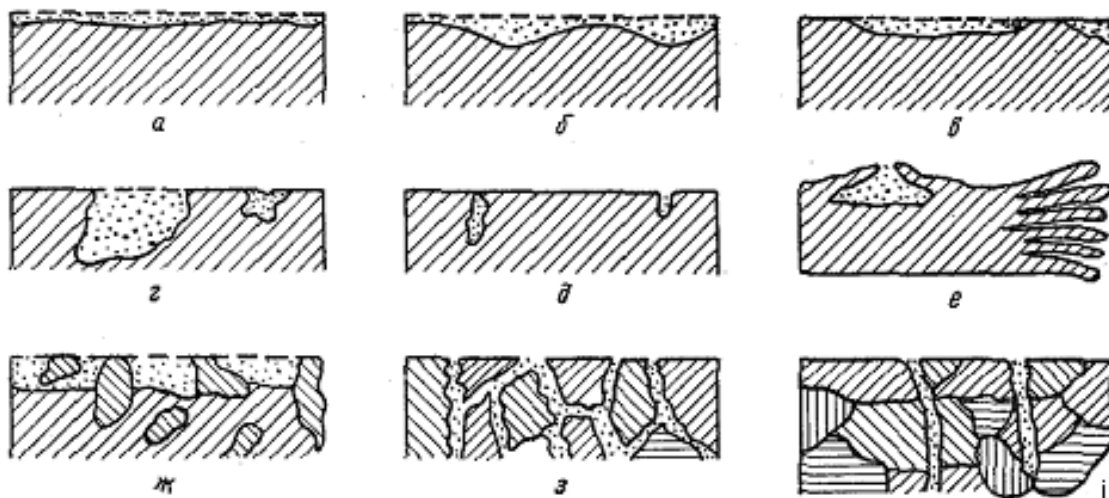


Рис. 16.1. Види корозійного руйнування [29]

При одночасній дії агресивного середовища і механічних напружень виникає особливий вид руйнування - корозійне розтріскування, а при дії змінних напружень - корозійна втолююаість.

Залежно від механізму корозійного руйнування розрізняють хімічну й електрохімічну корозію.

**Хімічна корозія** спричиняється дією на метал сухих газів і неелектролітів і не супроводжується виникненням електричного струму.

**Електрохімічна корозія** викликана дією на метал електролітів - розчинів, що містять іони та є провідниками електричного струму. Під час електрохімічної корозії виникає електричний струм. До електролітів належать водяні розчини солей, кислот і лугів. Якщо два метали, що перебувають в електроліті, набувають різних електродних потенціалів, то метал з від'ємним потенціалом (анод) віддає свої позитивні іони в розчин і поступово руйнується (розчиняється). Надлишкові електрони переходять у метал, що має більш високий електродний потенціал (катод). Сам катод не зазнає руйнування, а електрони з катода переходять у зовнішнє середовище. Чим нижчий електродний потенціал металу, тим швидше він віддає свої іони в розчин і нижча його корозійна стійкість.

Гальванічний ланцюг для вимірювання стандартного електродного потенціалу металу наведений на рис. 16.2.

Хімічні елементи - метали та водень - можна розставити в ряд за зменшенням їх електродного потенціалу (табл. 16.1).

Найвищий потенціал має золото, нульовий - водень, а найнижчий потенціал із показаних тут елементів - літій.

Стійкість сталі проти корозії можна підвищити, збільшуючи підвищуючи електродний потенціал сплаву за допомогою легування елементами, які мають більш негативний електродний потенціал (хром, кремній, алюміній) чи елементами з більш високим потенціалом, ніж залізо (наприклад, мідь, молібден, нікель). Умови пасивації наведені на рис. 16.3.

Другий механізм (який може мати місце одночасно з першим) – утворення окисної щільної плівки, що оберігає атоми заліза від окислення або розчинення. Хімічна реакція стає неможливою. Плівка атомів даного елемента виходить осадженням їх з розчину, що утворився при корозії зовнішнього шару виробу.

Вплив елемента, що більш легко пасивується, полягає також в тому, що він утворює на поверхні виробу захисну плівку із своїх оксидів або інших продуктів своєї корозії, що не проводить струм.

Наявність плівки оксидів елемента, що окислюється легше, ніж залізо, як би механічно оберігав його від дії агресивного середовища. Пасивуюча здатність даного елемента передається всьому сплаву. Для цього концентрація елемента не повинна бути нижчою за певну величину, а захисна плівка щільно і міцно перекривати всю поверхню виробу.

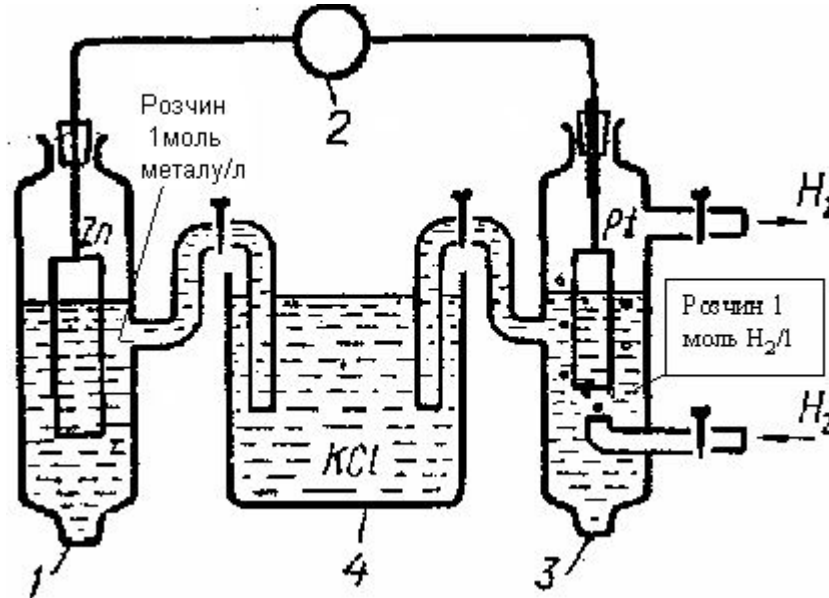


Рис. 16.2. Гальванічний ланцюг для вимірювання стандартного електродного потенціалу металу [30]:

1- вимірювальний електрод; 2 - потенціометр; 3-стандартний водневий електрод; 4 - розчин хлориду калію.

Захисні властивості окисних плівок залежать від їх суцільності, міцності, щільності, коефіцієнта теплового розширення і адгезійних властивостей. Умова утворення суцільних окисних плівок — співвідношення об'ємів оксиду ( $V_{MeO}$ ) і початкового металу ( $V_{Me}$ ): якщо  $V_{MeO} / V_{Me} > 1$ , то, як правило, утворюються плівки, що гальмують процес окислення (табл. 16.2).

Неіржавіючі або корозійностійкі сталі мають високу хімічну стійкість в агресивних середовищах. Одержують їх введенням до складу низько- та середньовуглецевих сталей значної кількості хрому (не менше 12,5 %) і нікелю, а також додатково титану, алюмінію і марганцю. Найпоширеніші хромисті і хромонікелеві сталі. Залежно від структури, розрізняють корозійностійкі сталі аустенітні (12X18H9, 12X18H10, 04X18H10, 10X14Г14H3), феритні (12X17, 08X17Т), мартенситні (40X13), аустенітно-мартенситні (09X15H18Ю) та аустенітно-феритні (08X21H6M2Т).



16.1. Ряд стандартних електродних потенціалів металів [30]

Відновлена форма	Посилення відновних властивостей	Окислена форма	Посилення окислювальних властивостей	Електродний потенціал, В
Li	^	Li <sup>+</sup>	∇	-3,04
K	^	K <sup>+</sup>	∇	-2,92
Ca	^	Ca <sup>2+</sup>	∇	-2,87
Na	^	Na <sup>+</sup>	∇	-2,71
Mg	^	Mg <sup>2+</sup>	∇	-2,37
Al	^	Al <sup>3+</sup>	∇	-1,66
Mn	^	Mn <sup>2+</sup>	∇	-1,18
Zn	^	Zn <sup>2+</sup>	∇	-0,76
Cr	^	Cr <sup>3+</sup>	∇	-0,74
Fe	^	Fe <sup>2+</sup>	∇	-0,44
Ni	^	Ni <sup>2+</sup>	∇	-0,25
Sn	^	Sn <sup>2+</sup>	∇	-0,14
Pb	^	Pb <sup>2+</sup>	∇	-0,13
H <sub>2</sub>	^	2H <sup>+</sup>	∇	0,00
Cu	^	Cu <sup>2+</sup>	∇	0,34
2Hg	^	Hg <sub>2</sub> <sup>2+</sup>	∇	0,79
Ag	^	Ag <sup>+</sup>	∇	0,80
Pt	^	Pt <sup>2+</sup>	∇	1,20
Au	^	Au <sup>3+</sup>	∇	1,50

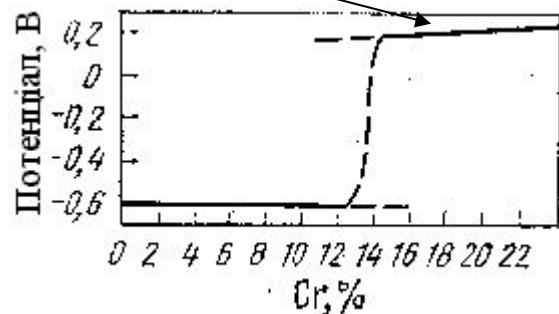
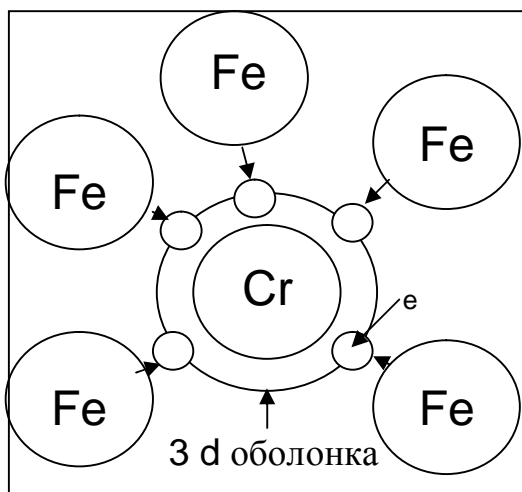


Рис. 16.3. Умови пасивації Fe-Cr сплавів [19].  
Відношення Cr/Fe > 1/5 (вміст Cr в залізі > 13-15%)

16.2. Співвідношення об'ємів окислу ( $V_{ок}$ ) та вихідного металу ( $V_{Ме}$ ) [29]

Метал	Окисел	$V_{ок}/V_{Ме}$	Метал	Окисел	$V_{ок}/V_{Ме}$
Метали з пористими плівками окислів					
K	K <sub>2</sub> O	0,45	Ba	BaO	0,67
Na	Na <sub>2</sub> O	0,55	Mg	MgO	0,81
Ca	CaO	0,64			
Метали з суцільними плівками окислів					
Cd	CdO	1,21	Ni	NiO	1,65
Al	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,28	Be	BeO	1,68
Sn	SnO <sub>2</sub>	1,32	Si	SiO <sub>2</sub>	1,88
Th	ThO <sub>2</sub>	1,35	U	UO <sub>2</sub>	1,97
Ti	Ti <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,48	Cr	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,07
Zr	ZrO <sub>2</sub>	1,56	Fe	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,14
Zn	ZnO	1,55	W	WO <sub>3</sub>	3,35
Cu	Cu <sub>2</sub> O	1,64			

Хромисті сталі найдешевші, але за корозійною стійкістю поступаються хромонікелевим. Так, сталь 12X7 стійка у кислотних середовищах, але не придатна для використання при зварюванні, оскільки при нагріванні під час зварювання вище 900-950°C і швидкому охолодженні границі зерен сталі збіднюються хромом. При вмісті менше 12 % Cr електрохімічний потенціал сталі стає негативним і вона втрачає здатність чинити опір корозії. За таких умов у сталі 12X7 виникає небезпечний вид корозії - міжкристалічна корозія. Для запобігання цьому використовують сталь леговану титаном 08X17T.

Виділення  $\sigma$ -фази (Fe, Cr) супроводиться збідненням  $\alpha$  - твердого розчину хромом, що і знижує корозійну стійкість сталі. У зв'язку з цим присутність в структурі  $\sigma$ -фази негативно позначається на властивостях сталі. Тому слід уникати утворення цієї фази при термічній обробці.

Підвищення концентрації хрому сприяє утворенню  $\sigma$  - фази, збільшуючи її кількість і зменшуючи час до початку її виникнення. Одночасно хром дещо розширює температурну область існування  $\sigma$  - фази. У феритних сталях з 20 % Cr мінімальний час утворення  $\sigma$  - фази при 600°C дорівнює 150 год, а в сталях з 25% Cr при 650 °C - 15 год.

Холодна пластична деформація стимулює виділення  $\sigma$  - фази при подальшому нагріванні. При температурах нагрівання 350-540 °C

у феритних хромових сталях відбуваються процеси, що викликає крихкість, яка пов'язана з утворенням зон впорядкувань  $\alpha$  - твердого розчину спочатку по прикордонних областях, а потім за всім об'ємом зерен.

Вже на першій стадії відпуску сталей типу X17 і X28 спостерігається швидке і значне зниження ударної в'язкості, а потім виникає окрихчування.

Термічна обробка хромових сталей може бути різною залежно від поставленої мети. Щоб усунути  $475^{\circ}\text{C}$  крихкість сталь піддають короткочасному нагріванню вище  $500^{\circ}\text{C}$  (вище області розвитку цього виду крихкості). Швидкість охолодження в інтервалі  $350-550^{\circ}\text{C}$  повинна бути достатньо високою, щоб попередити повторний розвиток  $475^{\circ}\text{C}$  крихкості (рис. 16.4). Наприклад, для сталі 15X25T рекомендується охолодження нижче  $500^{\circ}\text{C}$  із швидкістю  $\geq 10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Для сталей з 17 % Cr допустимі і дещо менші швидкості охолодження. Для відновлення стійкості проти міжкристалітної корозії заздалегідь не стабілізованої титаном хромової феритної сталі звичайно застосовують стабілізуючий відпал при  $750-800^{\circ}\text{C}$ , час витримки для сталей типу X17 і X25 (0,005-0,15 %C) становить  $\sim 60$  хв. Стійкість до міжкристалітної корозії істотно підвищується внаслідок відпалу і при більш низьких температурах, але при більш тривалих витримках.

Для зняття наклепу після холодної пластичної деформації у хромових феритних сталей використовують нагрівання при  $550-600^{\circ}\text{C}$  і навіть до  $800^{\circ}\text{C}$ .

Таким чином, термічна обробка хромових феритних сталей в інтервалі  $560-800^{\circ}\text{C}$  (рис. 16.4, а) з урахуванням тимчасових характеристик  $\tau_{\min}^{\sigma}$  і  $\tau_{\min}^{475}$  при витримці і охолодженні одночасно усуває наслідки попередньо  $475^{\circ}\text{C}$  окрихчування, сенсibilізації і холодного наклепу (рис. 16.4, б).

Крихкість, викликана виділенням  $\sigma$ -фази, усувається при нагріві до температури її розчинення. Звичайно хромові сталі (без додаткового легування) нагрівають на  $870-900^{\circ}\text{C}$ , витримують 1 год, а потім охолоджують у воді (рис. 16.4, в). Якщо сталь легована молібденом, нікелем та іншими елементами, то при подальшому нагріванні розчинення  $\sigma$  - фази настає при  $900-950^{\circ}\text{C}$  і при більш тривалих витримках, ніж у низьколегованих сталях.

При температурі вище  $850-900^{\circ}\text{C}$  у феритних сталях починається активний ріст зерна. Це супроводжується підвищенням температури переходу в крихкий стан і збільшенням схильності до міжкристалітної корозії. За наявності крупного зерна  $475^{\circ}\text{C}$  крихкість

і утворення  $\sigma$  - фази являють велику небезпеку, оскільки виявляються на фоні зниженої ударної в'язкості.

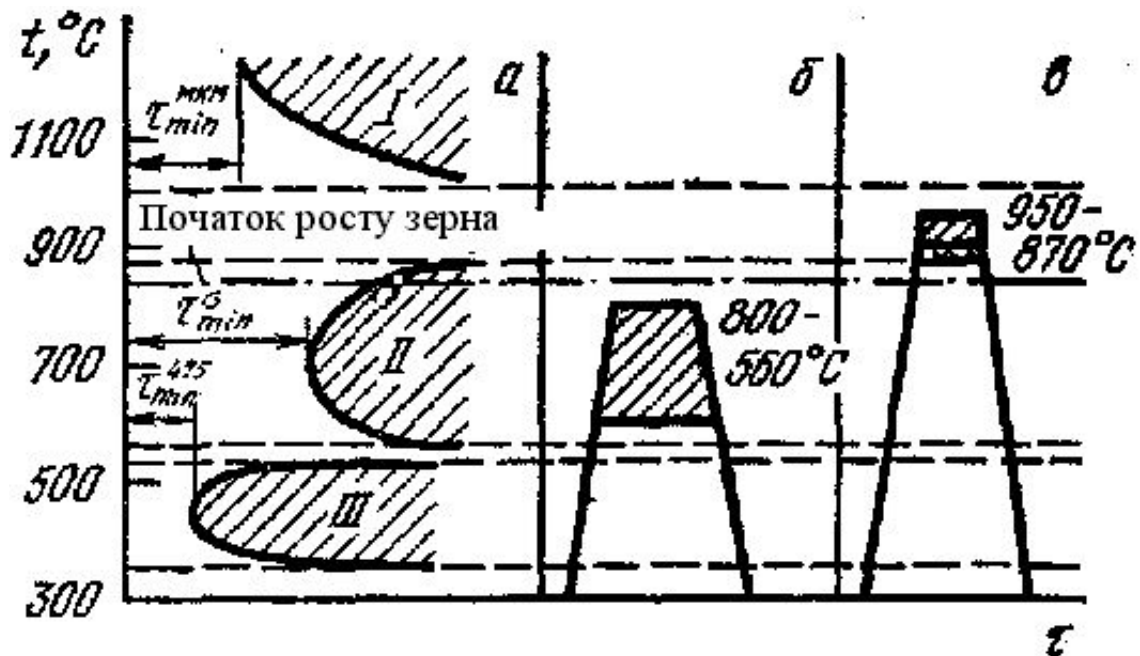


Рис. 16.4. Схема термічної обробки хромових корозійностійких сталей [31]:  
1 - МКК; II -  $\sigma$  - фаза; III - 475°C крихкість

У зв'язку з відсутністю поліморфних перетворень у феритних сталях зростання зерна - незворотне явище. Перевести феритну сталь з грубозернистого в дрібнозернистий стан можна лише за допомогою гарячої пластичної деформації (температура кінця деформації 700-750 °C) і подальшої стандартної термічної обробки.

*Аустенітні сталі.* Хромонікелеві сталі містять підвищену кількість хрому та нікелю, мало вуглецю і належать до аустенітного класу (сталь 12X18Н9). Такі сталі, порівняно з хромистими, характеризує висока корозійна стійкість. Вони здатні до міжкристалітної корозії. Тому в разі необхідності їх також додатково легують титаном (сталь 12ХН8Н9Т) або зменшують вміст вуглецю (сталь 04X18Н10). Широко застосовують їх у харчовій, хімічній, нафтопереробній галузях промисловості, а також у транспортному машинобудуванні та будівництві. Для економії нікелю його частково замінюють марганцем. Так, сталь 10X14Г14Н3 використовують як заміник сталі 12X18Н9. Для експлуатації у кислотних середовищах

підвищеної активності використовують сталі аустенітно-феритного класу, наприклад сталь 08X21H6M2T тощо.

Розроблено також високолеговані сталі для агресивних середовищ (80 %-ний розчин  $H_2SO_4$ ) із складною системою легування елементами Cr, N, Mo, Cu.

Основна група сталей аустенітного класу відома в світовій практиці під найменуванням сталей типу 18-10. У них міститься 18 % Cr і 10 % Ni. ГОСТ 5632-72 включає наступні марки сталей цього типу: 12X18H9, 17X18H9, 12X18H10T, 12X18H9T, 08X18H10T, 08X18H12B, 03X18H11.

У хромонікелевих аустенітних сталях типу 18-10 залежно від режиму термічної обробки можуть відбуватися наступні перетворення: 1) виділення надмірних фаз карбідів і  $\sigma$ -фази при нагріванні в інтервалі 450-900 °C; 2) утворення в аустенітній основі  $\delta$ -фериту при високотемпературному нагріванні; 3) утворення  $\alpha$ -фази мартенситного типу при охолодженні або в процесі холодної пластичної деформації.

Температурно-часовий інтервал схильності до міжкристалітної корозії сталей типу X18H12, загартованих з 1080 °C (метод АМ ГОСТ 6032-75), в першу чергу визначається концентрацією вуглецю, що міститься в твердому розчині (рис. 16.5).

З метою зниження схильності аустенітних сталей до міжкристалітної корозії в їх склад вводять сильні карбідоутворюючі: Ti, Nb, Na, що зменшують вміст вуглецю у твердому розчині.

На рис.16.5 наведена схема термічної обробки сталей типу X18H10 нестабілізованих (а) і стабілізованих (б) титаном або ніобієм. В обох випадках після обробки виникає схильність сталі або зварного з'єднання до міжкристалітної корозії, тобто до сенсibilізації. Для обох груп сталей принципово можливі два види термічної обробки: гартування і стабілізуючий відпал.

Гартування (Г) нестабілізованих аустенітних хромонікелевих сталей полягає в нагріванні вище за температуру розчинення карбідів хрому ( $T_p$ ) і достатньо швидкому охолодженні, що фіксує гомогенний  $\gamma$  - твердий розчин. Температура  $T_p$  залежить від вмісту вуглецю в сталі, зростаючи з його підвищенням. Тому низьковуглецеві сталі гартуються від більш низьких температур, ніж високовуглецеві.

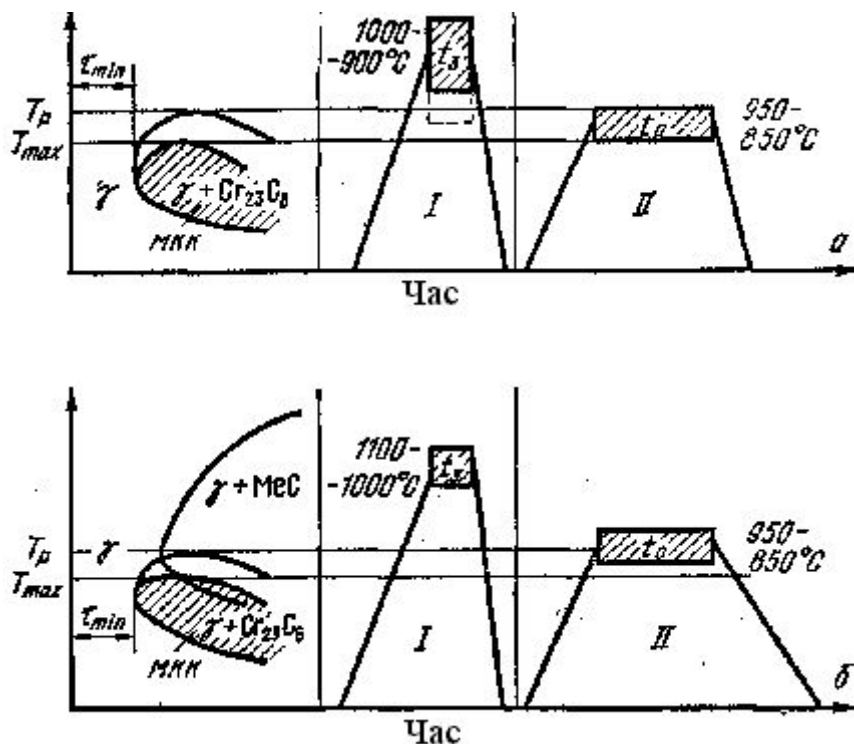


Рис. 16.5. Схема термічної обробки нестабілізованої (а) і стабілізованої (б) сталі типу X18Ni10 після сенсibilізації [31]:  
I - гартування; II - стабілізуючий відпал

Температура гартування ( $t_a$ ) повинна бути вибрана так, щоб забезпечувалося повне розчинення карбідів хрому, але при цьому не було надмірного зростання аустенітного зерна. Звичайно залежно від вмісту вуглецю, фази карбиду і температури рекристалізації температура гартування коливається в межах 900-1100 °С. Витримка сталі при температурі гартування досить короткочасна. Для листового матеріалу сумарний час нагрівання і витримки при нагріванні до 1000-1050 °С вибирають з розрахунку 1-3 хв на 1 мм товщини листа. Охолодження від температури гартування повинне бути швидким. Для нестабілізованих сталей із вмістом вуглецю більше 0,03 % застосовують охолодження у воді. Сталі з меншим вмістом вуглецю, що використовуються для виготовлення деталей невеликого перетину, допускається при гартуванні охолоджувати на повітрі.

Гартування стабілізованих сталей проводять перш за все для розчинення карбідів хрому з температур вище  $T_p$ , які відповідають двофазній області  $\gamma + MeC$  ( $MeC$  - спеціальний карбід титану або ніобію). Температура гартування стабілізованих сталей мало залежить від вмісту вуглецю, оскільки велика частина його навіть при сенсibilізації залишається зв'язаною в спеціальні карбіди. Температурний інтервал нагрівання під гартування цих сталей 1000—1100°С. Подальше підвищення температури шкідливе, оскільки

створюються умови для швидкого зростання зерен і розчинення спеціальних карбідів. Допускають охолодження стабілізованих сталей з температури гартування у воді або на повітрі.

Гартування - ефективний засіб попередження міжкристалітної корозії і отримання оптимального поєднання механічних і корозійних властивостей. Проте виконати це досить складно у разі крупногабаритних і складних (особливо зварних) деталей і конструкцій: висока температура нагрівання і достатньо швидке охолодження можуть призвести до значного викривлення виробів. У цих випадках звичайно застосовують стабілізуючий відпал при більш низьких температурах. Якщо гартування припускає повне розчинення карбідів хрому, то при стабілізуючому відпалі їх приводять у безпечний для міжкристалітної корозії стан (нестабілізовані сталі) або трансформують у спеціальні карбіди (стабілізовані сталі).

Відпал нестабілізованих сталей проводять в інтервалі  $T_p - T_{max}$  (див. рис. 16.5), коли по межах зерен сталі присутні карбіди хрому, проте схильність до міжкристалітної корозії відсутня. Вибір інтервалу  $T_p - T_{max}$  пов'язаний з температурною залежністю рівноважного вмісту хрому на межі карбід — аустеніт. Наприклад, якщо для протікання міжкристалітної корозії необхідне збіднення межі до 13 % Cr, подібна концентрація може бути досягнута тільки при певній температурі нижче  $T_{max}$ . При температурі вищій  $T_{max}$  концентрація хрому на межі розділу фаз перевищуватиме задану.

Мета відпалу стабілізованих сталей - переміщення вуглецю з карбідів хрому в спеціальні карбіди титану або ніобію. Хром, що вивільнився, необхідний для створення певного рівня корозійної стійкості. Звичайно відпал проводять при температурі найактивнішого виділення спеціальних карбідів (850-950°C). Охолодження нестабілізованих сталей після відпалу повинно бути достатньо швидким, щоб уникнути виділення додаткової кількості карбідів хрому та зсуву рівноважної концентрації хрому на межу розділу карбід - аустеніт у бік менших концентрацій.

Для стабілізованих сталей допускаються значно менші швидкості охолодження після відпалу.

Вплив елементів на механічні властивості нержавіючих сталей наведено на рис. 16.6, а вплив хрому на корозійну стійкість сталі - на рис. 16.7.

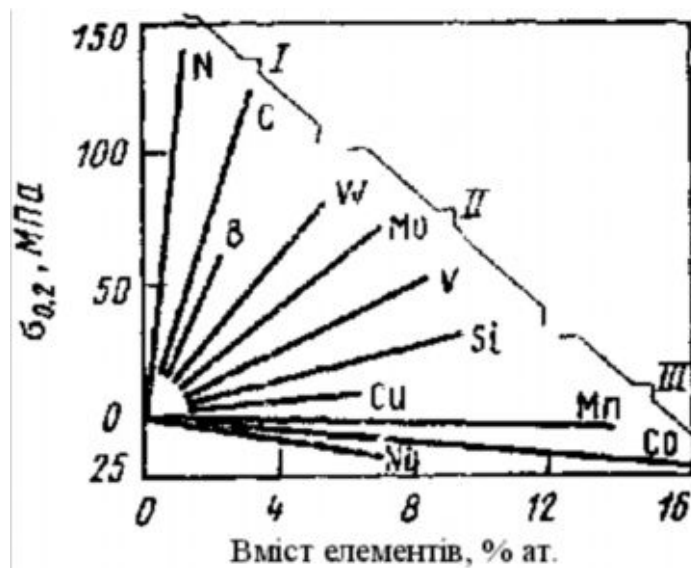


Рис. 16.6. Вплив легуючих елементів на межу текучості аустенітної сталі з 18% Cr та 10% Ni [32].

I – елементи втілення; II – елементи, що утворюють ферит;  
III – елементи, що утворюють аустеніт

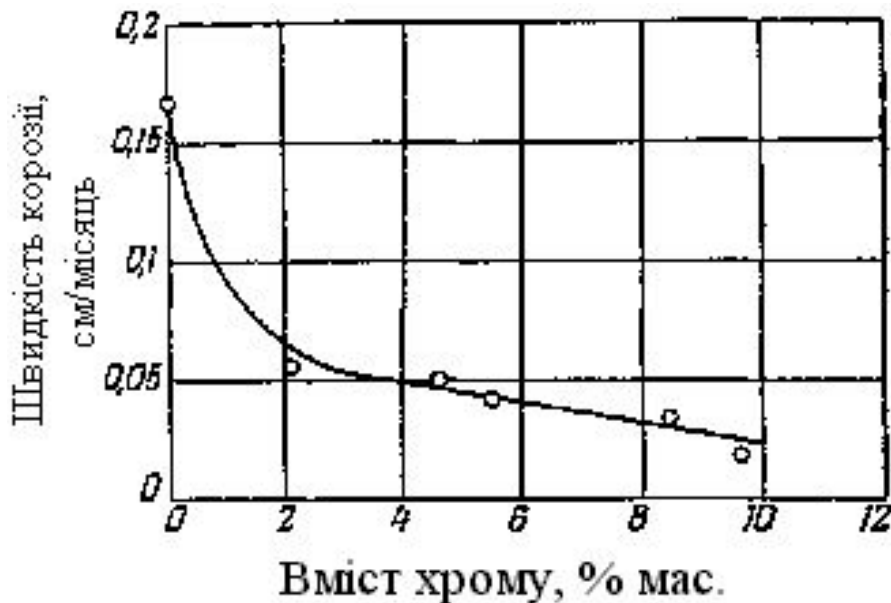


Рис. 16.7. Вплив хрому на швидкість корозії в гарячих нафтопродуктах [33]

### **Жароміцні та жаростійкі сталі і сплави. Методи їх обробки та застосування**

*Жаростійкість* - це здатність металів і сплавів чинити опір газовій корозії при високих температурах протягом тривалого часу.



Якщо деталь або виріб працюють в окисному газовому середовищі при температурі 500-550°C без великих навантажень, то іноді достатньо, щоб вони були тільки жаростійкими (наприклад, деталі нагрівальних печей, шухляди для цементації тощо).

Процес окислювання - це складний процес, у результаті якого спостерігається і чисто хімічна взаємодія металу з киснем, і дифузія атомів кисню і металу через шар оксидів. Тому будова оксидної плівки має велике значення для жаростійкості металів. Чим вона щільніша, тим менша крізь неї швидкість дифузії, тим вище жаростійкість сплаву. До 570 °C структура поверхневого шару сталей складається з  $Fe_{\alpha}$  і  $Fe_3O_4$ , може утворитися і  $Fe_2O_3$ . Ці оксиди мають складну будову і швидкість дифузії в них мала. При більш високих температурах у шарі окалини основним стає оксид  $FeO$  із простою ґраткою, що має дефіцит атомів кисню (твердий розчин віднімання). Тому швидкість дифузії зростає, відбувається інтенсивне утворення крихкої окалини.

Основний спосіб підвищення жаростійкості - легування хромом, алюмінієм або кремнієм, що утворюють на поверхні виробу оксиди  $Cr_2O_3$ ,  $Al_2O_3$  і  $SiO_2$ . Ці оксиди - щільні, міцні, тугоплавкі плівки. Тому на поверхні сталі вони створюють захисний шар, що перешкоджає подальшому проникненню (дифузії) кисню вглиб виробу.

Вплив хрому на окалиностійкість сталі наведено на рис. 16.8. Оскільки всі нержавіючі сталі містять хрому  $>13\%$ , вони є і жаростійкими. Чим вище вміст хрому, тим більше окалиностійкі сталі, наприклад, сталь 15X25T окалиностійка до 1100- 1150°C.

Так, для виробів з робочою температурою до 850-900°C (клапани двигунів внутрішнього згорання) використовують сталі 40X9C2, 08X17T; для температур до 1100 °C (сопла, жарові труби газових турбін) - сталі типу 36X18H25C2. Хромиста сталь з 30 % Cr стійка до температури 1200°C. Жаростійкі сталі застосовують в основному для деталей нагрівального і енергетичного обладнань.

Високу жаростійкість мають сільхроми, сільхромалі, а також сталі 08X17T, 15X28, 36X18H25C2, 30X13H7C2, 15X6CЮ, 15X5. Особливо висока жаростійкість у сплавів на основі нікелю – у ніхромів.

Високохромисті і кременисті чавуни окалиностійкі до 1000-1100°C.

Для невідповідальних деталей, що не несуть навантажень, використовують звичайні вуглецеві сталі, піддані дифузійній металізації.

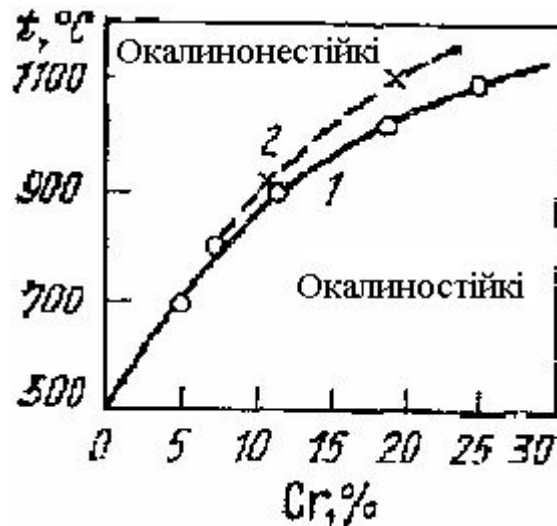


Рис. 16.8. Вплив хрому на окислостійкість феритної (1) і аустенітної (2) сталі [19]

*Жароміцність* - здатність металу чинити опір пластичній деформації та руйнуванню при високих температурах.

З підвищенням температури характеристики міцності металів і металевих сплавів знижуються, причому для різних за складом сплавів зміна міцності неоднакова. Встановлено, що міцність металів і сплавів визначається головним чином силами зв'язку атомів у кристалічних ґратах. При нагріванні рухливість атомів зростає, збільшується кількість вакансій, підсилюються дифузійні процеси. Це призводить до зменшення сил міжатомного зв'язку і, як наслідок, до зниження міцності. Особливо інтенсивно при підвищенні температури збільшується швидкість дифузії на границях між зернами, де атоми не утворюють правильних кристалічних ґраток і можуть вільно переміщатися. Тому границі між зернами при підвищенні температури розміцнюються швидше.

Температура плавлення металів є досить гарним показником міцності міжатомних зв'язків у кристалічних ґратах. Тому для створення жароміцних сплавів використовують метали з високою температурою плавлення (залізо, нікель, кобальт). Ще більш жароміцними виявляються сплави на основі хрому, молібдену й інших тугоплавких металів.

Відомо, що в процесі пластичної деформації металу при температурі нижче температури рекристалізації процес зміцнення відбувається за схемою пластична деформація - зміцнення (наклеп). При нагріванні можливі два взаємно протилежних процеси: по-перше, зміцнення, обумовлене пластичною деформацією і, по-друге, розміцнення, обумовлене зменшенням внутрішньої напруги

кристалічних ґраток відпуском, коагуляцією фаз, розчиненням зміцнюючих фаз і рекристалізацією. Отже, при нагріванні метал може зберігати свою міцність до температур, при яких ще інтенсивно не протікають процеси розміцнення, пов'язані з дифузійними процесами. Тому міцність металу при підвищених температурах не є величиною постійною, а залежить від температури і тривалості навантаження.

Вплив температури і часу на межу міцності  $\sigma_B$  для сталі 30 характеризується даними, наведеними на рис. 16.9.

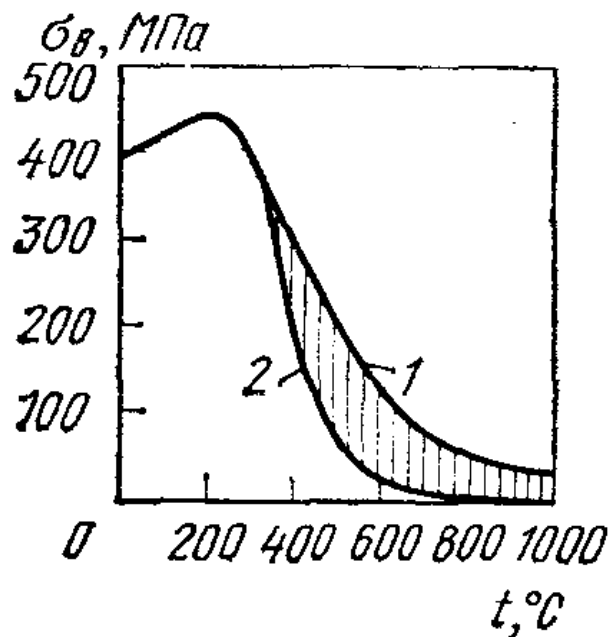


Рис. 16.9. Залежність міцності від температури та швидкості випробування (заштриховано діапазон напружень, що викликають повзучість) [19]:

1 - висока швидкість випробування; 2 - невисока швидкість випробування

З рисунку видно, що до 350 °C швидкість випробування не впливає на короточасну міцність. Потім крива роздвоюється: верхня частина отримана при швидкому випробуванні, нижня - при повільному. Різна міцність при одній і тій же температурі пояснюється тим, що при швидкому навантаженні розміцнення не встигає відбуватися так швидко, як при повільному.

Жароміцність досягає максимального значення при граничному насиченні твердого розчину легуючими елементами. Для концентрованих твердих розчинів  $t_{рек} \approx 0,7 - 0,8 t_{пл}$ . Жароміцність однорідних твердих розчинів може бути збільшена за рахунок виділення дисперсних фаз. Вплив таких виділень на міцність тим

більша, чим менша їх схильність до коагуляції (рис. 16.10).

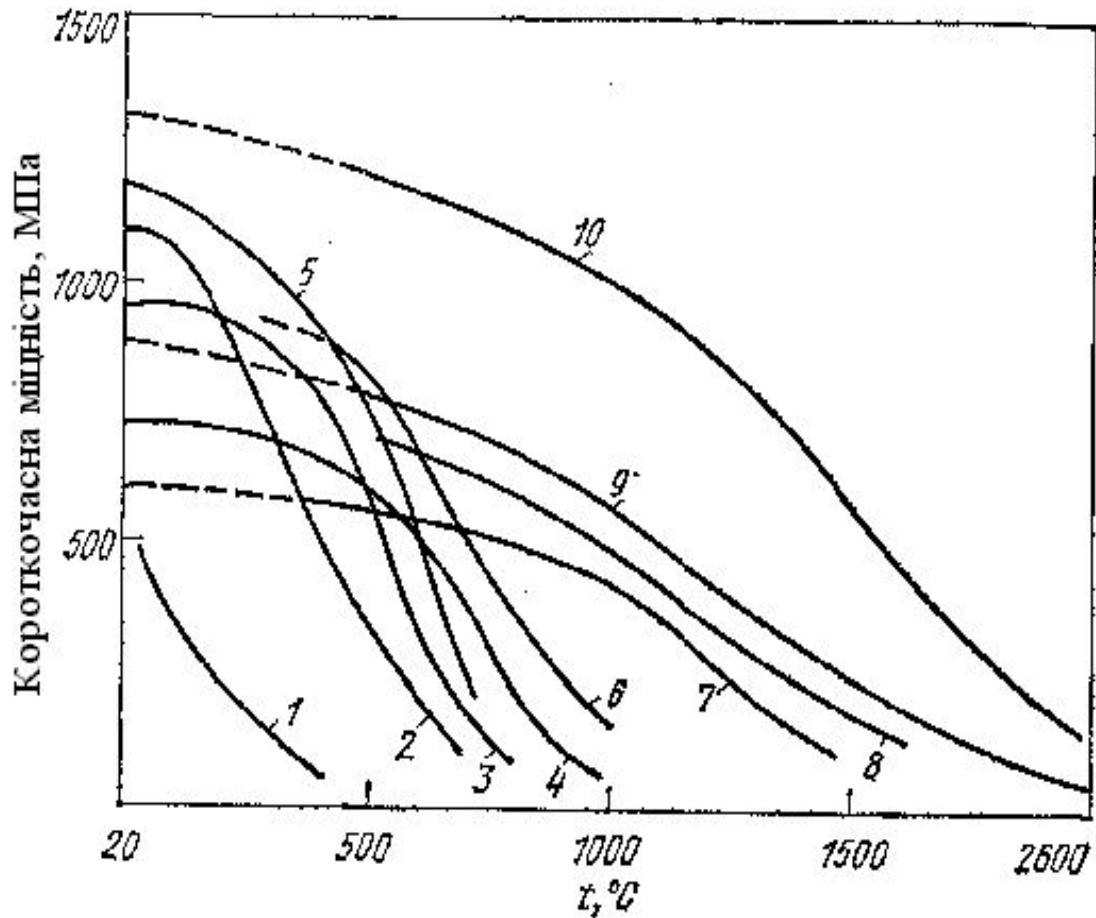


Рис. 16.10. Залежність міцності від температури випробування для деяких сплавів [19]:

1 - алюмінієві сплави; 2 - сталі перлітного класу; 3 - сталі феритного класу; 4 - сталі аустенітного класу; 5 - титанові сплави; 6 - нікелеві сплави; 7 - ніобієві сплави; 8 - танталові сплави; 9 - молібденові сплави; 10 - вольфрамові сплави

Матеріали, призначені для роботи при підвищених температурах, випробовуються на жароміцність. Критеріями оцінки жароміцності є короткочасна і тривала міцності та повзучість.

Міцність істотно залежить від тривалості випробування  $\tau$  (рис. 16.11):

$$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > \sigma_4, \text{ але } \tau_1 < \tau_2 < \tau_3 < \tau_4.$$

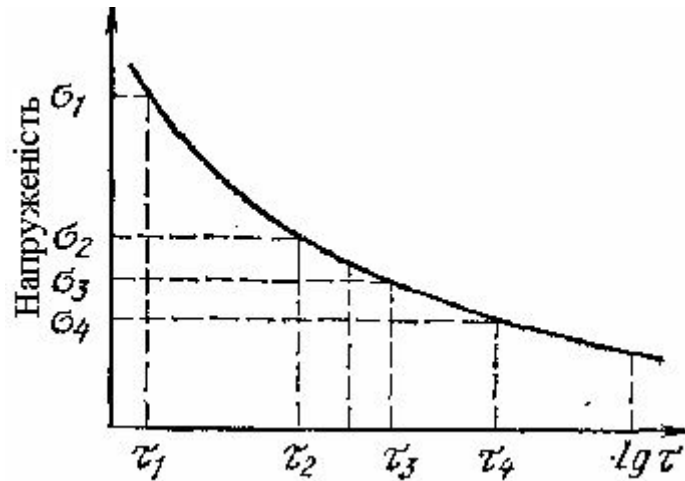


Рис. 16.11. Крива тривалості міцності при 500 °С [19]

*Межею тривалості міцності* називають максимальну напругу  $\sigma_t^t$ , що викликає руйнування зразка при заданій температурі за визначений час.

Міцність протягом 30-60 хв, так званна «хвилинна», необхідна в ракетобудуванні, годинна - в авіації. Наприклад,  $\sigma_{300\text{год}}^{900^\circ\text{C}} = 200$  МПа, де верхній індекс 900 означає температуру випробувань у °С, нижній - заданий час випробування в годинах.

Наприклад, для котельних установок потрібно не дуже високе значення міцності, але протягом декількох років.

*Повзучість* називають властивість металів повільно пластично деформуватися під дією постійного навантаження при постійній температурі.

При випробуванні на повзучість зразки поміщають у піч із заданою температурою і прикладають задане постійне навантаження. Деформацію вимірюють індикаторами з точністю до 0,001 мм.

При звичайних температурах і діючій нарузі ( $\sigma \leq \sigma_{\text{уп}}$ ) повзучість не спостерігається. Навпаки, в результаті наклепу метал зміцнюватиметься. Але якщо температура випробування зразка така, що вже протікають процеси розміцнення - відпуск, коагуляція фаз, а особливо рекристалізація (при  $t > 0,6t_{\text{пл}}$  та при  $\sigma > \sigma_{\text{уп}}$  - спостерігається повзучість.

Повзучість відбувається тільки в тих випадках, коли напруженість від постійного навантаження перевищує межу пружності металу при даній температурі. Отже, при деформації нагрітого зразка протікають два прямо протилежних процеси: зміцнення (наклеп), викликане пластичною деформацією, і розміцнення як результат процесів коагуляції. Повзучість розвивається у випадку переваги другого процесу.

*Примітка.* Короткочасну міцність визначають за допомогою звичайних випробувань на розтяг розривних зразків. Розходження тільки в тому, що зразок поміщають у піч випробовують при певній заданій температурі. Позначають короткочасну міцність так  $\sigma_B^t = \dots$ , наприклад  $\sigma_{B,300^\circ\text{C}} = 350$  МПа;  $\sigma_{0,2,300^\circ\text{C}} = 280$  МПа.

Залежно від температури швидкість деформації при постійному навантаженні виражається кривою, що складається з трьох ділянок (рис. 16.12): OA - пружна деформація зразка в момент збільшення навантаження; AB - ділянка, що відповідає початковій швидкості повзучості (перша стадія); BC - ділянка сталої швидкості повзучості (друга стадія), коли подовження має постійну швидкість. Якщо напруження досить великі, то за цією ділянкою протікає третя стадія (ділянка CD), пов'язана з початком руйнування зразка (утворення шийки).

Для вуглецевих сталей повзучість спостерігається при нагріванні вище  $400^\circ\text{C}$ . Для деяких кольорових металів з низької температурою плавлення, наприклад олова, повзучість відбувається і при звичайній температурі.

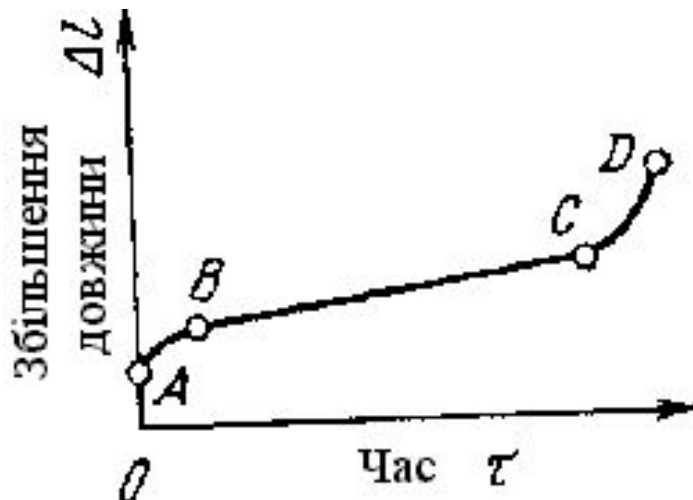


Рис. 16.12. Крива повзучості при розтяганні ( $t=\text{const}$ ) [19]

*Межа повзучості* - це напруженість, яка за визначений час при заданій температурі викликає задане сумарне подовження або задану швидкість деформації. Звичайно приймають  $\delta = 1\%$  за 1000 год,  $\delta = 1\%$  за 10 000 год;  $\delta = 1\%$  за 100 000 год. Межу повзучості позначають  $\sigma_{\delta\tau}^t$ . Наприклад,  $\sigma_{1/1000,500^\circ\text{C}} = 250$  МПа, де верхній індекс (500) — це температура випробування,  $^\circ\text{C}$ , перший нижній індекс — задане

сумарне, подовження (1 %), другий - заданий час випробування в годинах (1000).

*Жароміцні сталі* - це сталі, що забезпечують здатність виготовлених з них виробів витримувати механічні навантаження без деформації й руйнування при високих температурах (500 - 1000 °С). Вони містять у своєму складі хром, кремній, нікель, молібден та інші елементи. Залежно від призначення розрізняють клапанні сталі, котло-та газотурбінні сталі, а також сплави з високою жароміцністю.

Для температур 300-500°С використовують Cr-Si-сталі мартенситного класу (сілъхроми) типу 40X9C2 (відпал 850-870°С, повітря). Гартування від 900-1100 °С у оливі, відпуск – 500-540 °С (повітря), 40X10C2M (гартування від 1010-1050 °С у оливі чи повітрі, відпуск – 720-780 °С, олива). З них виготовляють клапани двигунів автомобілів і тракторів. Високолеговані аустенітні сталі типу 17X18H9 (гомогенні) (гартування від 1080-1120 °С у воді чи повітрі або 45X14H14B2M (гетерогенні - з дрібними карбідними або інтерметалідними фазами, високий відпуск від 810-830 °С охолодження у повітрі) використовують при температурах 600-900 °С. Аустенітні сталі досить міцні, але в'язкі і погано обробляються різанням. З них виготовляють парові котли, лопатки газових турбін, сопла реактивних двигунів тощо. Для більш високих температур (800-1000 °С) використовують хромонікелеві сплави - ніхроми і німоніки з мінімальним вмістом вуглецю (0,06-0,12 % C). Вони містять більше 55 % Ni і переважають за властивостями кращі жароміцні сталі. За структурою їх поділяють на гомогенні (ніхроми ХН60Ю, ХН78Т тощо) (гартування від 980-1020 °С у воді чи повітрі) і гетерогенні (німоніки ХН77ТЮ, ХН77ТЮР тощо, гартування від 1080 °С, витримка 8 год у повітрі, або гартування та старіння 700-750 °С протягом 5-16 год охолодження у повітрі), леговані, окрім хрому, ще й елементами, які утворюють з нікелем дисперсні інтерметалідні зміцнюючі фази типу (Ni, Co, Cr)<sub>3</sub>Ti, (Ni, Co, Cr)<sub>3</sub>Al тощо. Маркування нікелевих сплавів здійснюють літерами, які означають елементи, і цифрами, що вказують на вміст нікелю. Так, сплав ХН70ВМТЮ-містить 70 % Ni, а також Cr, W, Mo, Ti, Al. Жароміцні сплави на основі кобальту використовують обмежено, наприклад для лопаток соплового апарата реактивних двигунів.

Вплив елементів на жароміцність наведено на рис. 16.13, а оптимальний вміст у табл. 16.3.

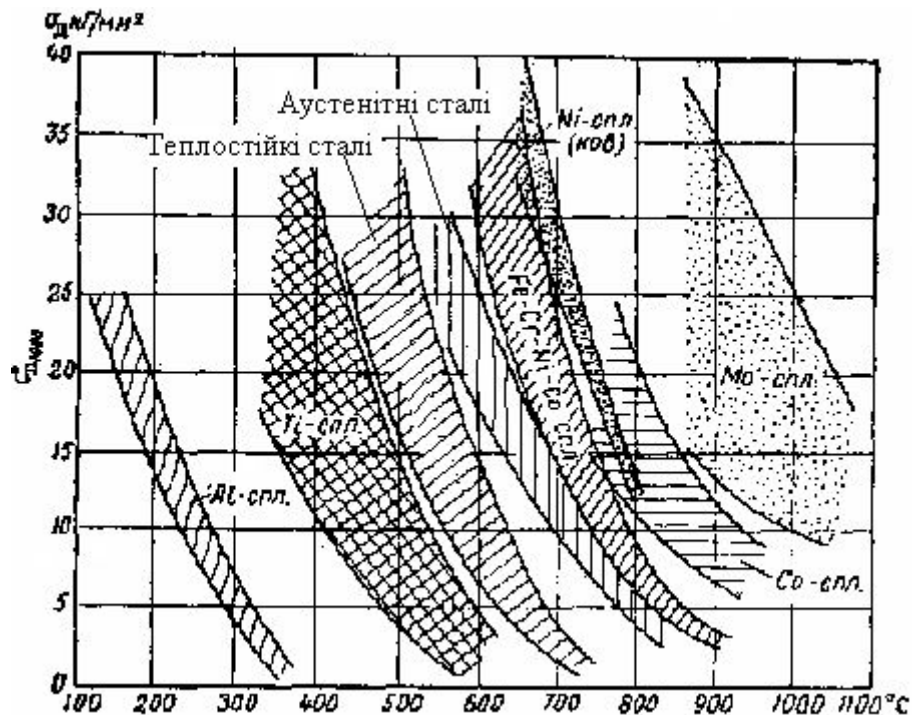


Рис. 16.13. Тривала міцність (1000 год) сплавів різних металів [13]

### Магнітні сталі

Явище феромагнетизму речовин пов'язане з особливостями будови атомів. Феромагнетиками є три метали - залізо, кобальт, нікель і деякі сплави на їх основі, які мають здатність згущувати магнітні силові лінії, що визначається магнітною проникністю. Магнітна проникність феромагнітних металів доходить до десятків і сотень тисяч одиниць (гаус/ерстед), для інших вона близька до одиниці.

Основні дані про магнітні властивості матеріалу дають криві намагнічування, наведені на рис. 16.14.

Крива 2 є початковою кривою намагнічування, крива 1 показує зміну магнітної індукції залежно від напруженості поля при наступному намагнічуванні і розмагнічуванні. Площа, обмежена цією кривою, що називається петлею гістерезиса, являє собою так звані втрати на гістерезис, тобто енергію, що витрачена на намагнічування. Найважливішими є наступні магнітні характеристики, обумовлені кривою намагнічування.

*Залишкова індукція*  $B_r$  - це магнітна індукція, що залишається в зразку після його намагнічування і зняття магнітного поля (вимірюється в гаусах).



16.3. Оптимальний вміст елементів (% мас.) у сучасних жароміцних сплавах [33]

Елемент	Сталь	Нікелеві сплави	Кобальтові сплави	Нікелево-кобальтово – залізні сплави
C	≤ 0,40 – 0,45	0,02 – 0,30	≤ 0,7 – 1,0	≤ 0,5
Si	≤ 2,0	≤ 1 – 1,5	≤ 1,0	≤ 1 - 2
Mn	≤ 8-10	≤ 1 - 2	≤ 1 – 2	≤ 2,0
Fe	≥ 50,0	0,5 - 10	≤ 2 - 3	10 – 50
Ni	5 - 35	50 - 80	1,5 - 35	15 – 35
Co	≤ 10 – 12	≤ 28	30 – 65	15 - 20
Cr	13 – 27	≤ 25	20 – 30	15 – 20
W	≤ 8 – 10	≤ 8,0	≤ 12 – 15	≤ 6 – 8
Mo	≤ 6 – 7	≤ 30,0	≤ 10,0	≤ 8 – 10
V	≤ 1,0 – 1,5	≤ 0,3 – 0,5	-	≤ 2 – 3
Ti	≤ 2,0 – 2,5	≤ 3,0	-	≤ 3,0
Nb	≤ 4,0 – 4,5	≤ 2,0	≤ 4,0	≤ 4,0
Al	≤ 1,5	≤ 6,0	-	≤ 0,7
Cu	≤ 4,0	-	-	≤ 4,0
N	≤ 0,25	-	-	≤ 0,20
B	≤ 0,10 – 0,15	≤ 0,5	≤ 0,10	≤ 0,15

*Коерцитивна сила*  $H_c$  - напруженість поля, що повинна бути прикладена до зразка для того, щоб його розмагнітити (повинна бути зворотна полярність, вимірюється в ерстедах). Як видно з ходу первинної кривої намагнічування, інтенсивність намагнічування змінюється зі зміною напруженості поля. Інтенсивність намагнічування пропорційна тангенсу кута нахилу дотичної до кривої початкового намагнічування і чисельно дорівнює відношенню  $V/H$ , тобто має розмірність - гаусс/ерстед.

Інтенсивність намагнічування називається *магнітною проникністю*. У досить слабких полях вона називається початковою магнітною проникністю.

Індукція магнітного поля чисельно дорівнює силі, з якої магнітне поле діє на одиничний елемент струму, розташований перпендикулярно до напрямку поля.

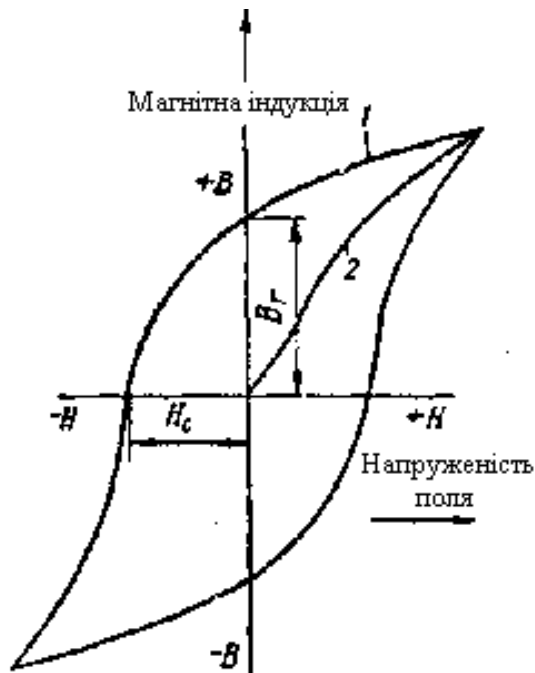


Рис. 16.14. Крива намагнічування [13]:  
1 - крива гістерезису; 2- первинна крива

Як відомо, речовина, магнітна проникність якого трохи більше одиниці, називається парамагнітним, якщо менше одиниці - діамагнітним.

Напруги в ґратках, викликані наклепом або фазовими перетвореннями, подрібнювання зерна й інші відхилення від рівноважного стану викликають підвищення коерцитивної сили. Це значить, що зміни в будові, що викликають підвищення механічної твердості, підвищують і магнітну твердість (коерцитивну силу). Цим пояснюється застосування термінів: магнітна твердість або м'якість.

Магнітні сплави поділяються на дві групи, що різко відрізняються формою гістерезисної кривої і значеннями основних магнітних характеристик. До першої групи належать магнітно-тверді сплави (рис. 16.15, а). Вони характеризуються, головним чином, великим значенням  $H_c$  і застосовуються для постійних магнітів.

До другої належать магнітно-м'які сплави (рис. 16.15, б). Для них характерно мале значення  $H_c$  і низькі втрати на гістерезис. Застосовуються вони як сплави, що піддаються змінному намагнічуванню, тобто в умовах безперервного перемагнічування (наприклад, осердя трансформаторів).

Легування металу викликає підвищення магнітної твердості. Якщо утвориться тільки твердий розчин (у залізі або в іншому

феромагнітному металі), то магнітна твердість (тобто коерцитивна сила) підвищується незначно, утворення ж другої фази при легуванні понад межу розчинності активно підвищує коерцитивну силу. Чим вища дисперсність другої фази в сплаві, тим вища його коерцитивна сила.

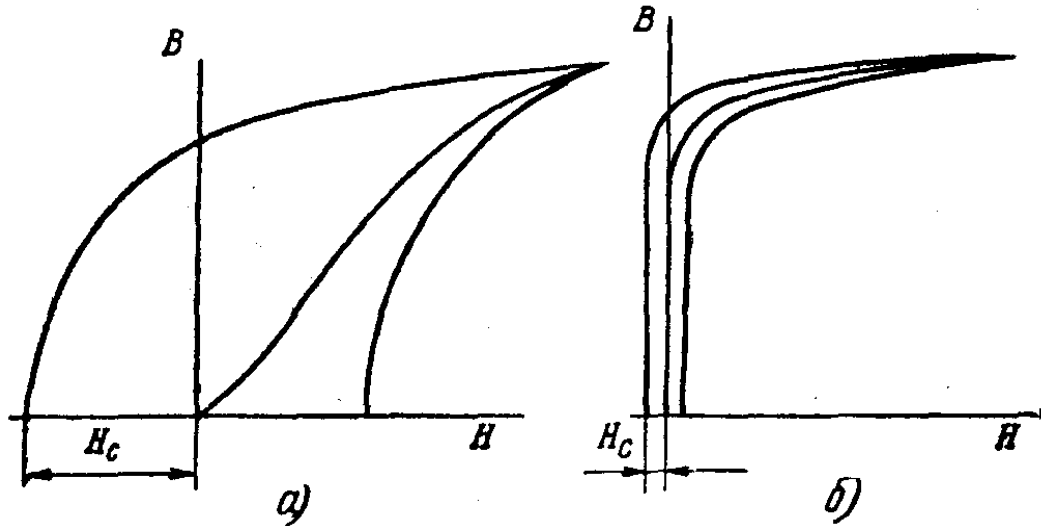


Рис. 16.15. Гістерезисна крива для магнітно-твердого (а) і магнітно-м'якого (б) сплавів [13]

Як *магнітотверді* використовують сталі, леговані хромом, вольфрамом і кобальтом (ЕХ3, ЕХ7В7, ЕХ5К5 тощо), а також спеціальні ливарні сплави типу алніко (Al - Ni - Co), наприклад ЮНДК15, ЮНДК24.

До магнітно-твердих сталей належать сталі ЕХ3 (1 % С, 3 % Cr), ЕХ5К5 (1 % С, 5 % Cr, 5 % Co), що піддаються загартуванню на мартенсит і старінню при 100 °С. Одним із кращих матеріалів для магнітів є сплав алніко (8 % Al, 14 % Ni, 24 % Co, решта Fe). Магніти з алніко виготовляють литтям, тому що вони погано обробляються різанням.

Хімічний склад сталей для постійних магнітів наведено в табл. 16.4.

Для одержання високих магнітних властивостей сталі піддають складній термообробці, що складається з попередньої нормалізації (загартування на повітрі), загартування від звичайної температури у воді або оліві і низький відпуск (бажано з попередньою обробкою холодом).

Режими термічної обробки і гарантовані магнітні властивості наведено, у табл. 16.5.

16.4. Хімічний склад сталей для постійних магнітів (% мас.)  
(ГОСТ 6862-54)

Марка сталі	C	Cr	W	Mo	Co	Ni
EX	0,95 – 1,10	1,3-1,6	-	-	-	≤ 0,3
EX3	0,90-1,10	2,8-3,6	-	-	-	≤ 0,3
E7B6	0,68 – 0,78	0,3-0,5	5,2-6,2	-	-	≤ 0,3
EX5K5	0,9 - 1,05	5,5-6,5	-	-	5,5 – 6,5	≤ 0,6
EX9K15M	0,9 – 1,05	8,0-10	-	1,2– 1,7	13,5– 16,5	≤ 0,6

Примітка: Mn ≤ 0,4%; Si ≤ 0,4%; S ≤ 0,03%; P ≤ 0,03%.

16.5. Термічна обробка і магнітні властивості  
магнітних сталей для постійних магнітів (ГОСТ 6862-54)

Марка сталі	Температура, °C				Магнітні властивості, не нижчі за	
	нормалізації	гартування	обробки холодом	відпуску	Залишкова індукція, Гс	Коерцитивна сила, е
EX	1000	830-850	-70	100	9000	58
EX3	1050	840-860	-70	100	9500	60
E7B6	1200-1250	820-860	-70	100	10000	62
EX5K5	1150-1200	930-950	-70	100	8500	100
EX9K15M	1200-1230	1030-1050	-70	100	8000	170

Нормалізація необхідна для розчинення великих включень карбідних фаз, що могли утворитися при попередньому відпалі і, які при нормальному нагріванні під загартування (вказано в 3-му стовпчику табл. 16.5), можуть не розчинитися в аустеніті, що не забезпечить одержання високих магнітних властивостей.

Обробка холодом усуває парамагнітний залишковий аустеніт, тим самим підвищуючи магнітні властивості; відпуск при 100°, хоча незначно знижує коерцитивну силу, стабілізує її величину в часі.

Сталеві магніти виготовляються в такий же спосіб, як і інші сталеві деталі, тобто куванням з наступним відпалом і механічною обробкою.

Більш високі магнітні властивості можна одержати в залізо-

нікель-алюмінієвих сплавах, однак ці сплави не піддаються механічній обробці і тому повинні виготовлятися або литтям, або металокерамічним шляхом лише з наступним шліфуванням.

Експериментально було показано, що коерцитивна сила для залізо-нікель-алюмінієвих сплавів з різним вмістом Ni має максимум при 13% Al, причому, чим вище вміст у сплаві Ni, тим вище абсолютне значення коерцитивної сили й у сплавів з 30% Ni досягає 650 е.

Залишкова індукція зі збільшенням вмісту нікелю зменшується, хоча максимальна магнітна потужність (добуток  $H \cdot B$ ) зростає до вмісту нікелю 28%. Тому практично застосовують залізо – нікель - алюмінієві сплави з 12—13% Al і з різним (у залежності від необхідних значень магнітних властивостей) вмістом нікелю.

Склад та властивості промислових магнітних сплавів наведено в табл. 16.6 та 16.7.

*Магнітно-м'які* сталі використовуються для роботи в перемінних полях, тобто в умовах безперервного перемагнічування. Магнітно-м'які матеріали повинні мати мале значення коерцитивної сили і високу магнітну проникність. З них виготовляють осердя магнітних пристроїв, магнітошляхи. Для цієї мети широко застосовують низьковуглецеві сталі з додаванням 1—5 % кремнію, а також спеціальні сплави — пермалой, альсифер тощо. Пермалой — це сплав заліза з 45—80% Ni і деякими іншими елементами (Cr, Mo, Si, Cu), альсифер — сплав заліза з 5,5% Al і 9,5% Si. Електротехнічну сталь і пермалой звичайно випускають у вигляді листів, альсифер — це ливарний сплав.

Магнітна проникність пермалою майже в 10 разів більше, ніж низьковуглецевого технічного заліза, що дозволяє використовувати їх для приладів, що працюють у слабких полях (радіо, телефон). Для тих же цілей розроблений заміник дорогих пермалоїв - сплав альсифер, що містить 5,4 % Al, 9,6 % Si, решта залізо. Недоліком сплаву є його підвищена крихкість. Альсифер звичайно використовують у вигляді порошку або тонкостінних фасонних виливків.

#### ***Сталі та сплави з високим електроопором і тепловими властивостями***

Сплави з високим електроопором призначені для виготовлення електронагрівальних елементів приладів і печей. Внаслідок проходження електричного струму по електронагрівальним елементам приладів і печей у них виділяється теплота, яка нагріває прилад або піч.

16.6. Склад і властивості Fe-Ni-Al литих магнітних сплавів (ДСТ 4402-48)

Назва	Марка	Вміст елементів, % мас.						Магнітні властивості (не нижчі за)		
		Ni	Al	Co	Cu	Si	Fe	Залишкова індукція, гс	Коерцитивна сила, е	Максимальна магнітна енергія, гс·е·10 <sup>-6</sup>
Алні 1	АН1	22,0	11,0	-	-	0,15	Решта	7000	250	0,70
Алні 2	АН2	24,5	13,0	-	3,5	0,15	Решта	6000	430	0,35
Алні 3	АН3	23,5	15,5	-	4,0	0,15	Решта	5000	500	0,90
Алнісі	АНК	33,0	13,5	-	-	1,00	Решта	4000	750	1,00
Алніко	АНКО1	18,0	10,0	12	6,0	0,15	Решта	6800	500	1,40
Алніко 15	АНКО2	20,0	9,0	15	4,0	0,15	Решта	7500	600	1,50
Алніко 18	АНКО3	19,0	19,0	18	3,0	0,15	Решта	9000	650	-
Магніко	АНКО4	13,5	9,0	24	3,0	0,15	Решта	12300	500	-

16.7. Склад і властивості магнітотвердих матеріалів [19]

Сплав	Склад, % мас.	Коерцитивна сила, кА/м	Залишкова індукція, Тл	Питома магнітна енергія, Дж/м <sup>3</sup>	Термічна обробка
Вуглецева сталь У10	1 С	4,8	0,056	-	Гартування при 1000 °С у воді
Хромиста сталь ЕХ3	1 С; 3,2Сr	4,8	8,55	1100	Нормалізація при 1200 °С, гартування від 860 °С у оливі
Кобальтова сталь ЕХ5К5	1 С; 5 Сr; 5 Со	7,2	7,65	1500	Нормалізація при 1150 °С, гартування від 950 °С у оливі
Алнісі (ЮН1)	22 Ni; 11 Al	20	6,3	2800	Гартування від 1200 °С у киплячій воді
Алнісі (ЮН3)	23,5 Ni; 15,5 Al; 4 Cu	40	4,5	3600	Нормалізація при 1100 °С
Алнісі (ЮНС)	33 Ni; 13,5 Al; 1 Si	60	3,6	4300	Нормалізація при 1200 °С
Алніко (ЮНДК12)	18 Ni; 10 Al; 12Со;6Сu	40	5,6	5500	Нормалізація при 1250 °С
Магніко (ЮНДК24)	13,5Ni; 9Al; 24Со; 3Cu	40	11,07	15000	Гартування від 1300 °С у магнітному полі, відпуск при 600 °С

Залежність кількості теплоти (Q) від електроопору матеріалу (R), величини електричного струму (I) та часу проходження струму показана формулою 16.1.

$$Q = R \cdot I^2 \cdot \tau, \quad (16.1).$$

16.8. Склад і властивості магніто-м'яких матеріалів [19]

Матеріал	Марка	Склад, % мас.	Коерцитивна сила, А/м	Залишкова індукція, Тл	Максимальна магнітна проникність, Гс/е
Технічне чисте залізо	Е	-	96,0	18,9	3500
	ЕА	-	80,0	-	4000
	ЕАА	≤ 0,1С	64,0	-	4500
Електро- літичне залізо	-	≤ 0,1С	28,5	19,5	15000
Електро- технічна кремениста сталь	Е31	≤ 0,1С;	44,0	17,1	5500
	Е310	3,3 Si	9,6	17,1	30000
	Е41	≤ 0,1С;	36,0	17,1	6000
	Е45	4,3 Si	20,0	-	10000
Пермендюр	-	50 Со; 1,8 V	144	21,4	4000
Низько легований пермалой	45Н	45 Ni	16 - 24	13,5	16000- 23000
Високо легований пермалой	79Н	78,5 Ni	2,0	123,3	100000
	79НМ	79,5 Ni; 3,8 Мо	1,6 – 4,8	6,7	60000- 120000
Алсіфер	-	9,6 Si; 5,4 Al	1,76	9,9	117000

Сплави працюють при температурах до 1300° С, тому вони повинні мати високу жаростійкість. Цим вимогам відповідають так звані фехралі — сплави хрому з нікелем (Х20Н80, Х20Н80Т3).

*Ніхром.* Це сплави, основою яких є нікель, а основним легуючим елементом — хром (ХН60Ю, ХН78Т). Ніхром не мають високу жароміцність, але вони дуже жаростійкі. Їх застосовують для ненавантажених деталей, що працюють в окисних середовищах, у тому числі і для нагрівальних елементів.



Зміна питомого електроопору заліза і ніхромру при підвищенні температури показана на рис. 16.16, а хімічний склад та властивості в табл. 16.9, 16.10.

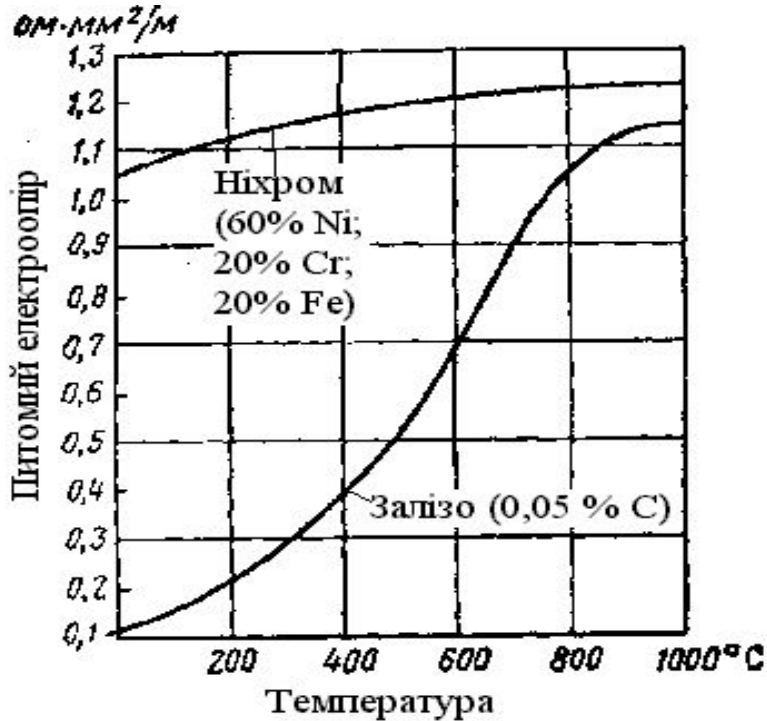


Рис. 16.16. Зміна питомого електроопору заліза і ніхромру при підвищенні температури [13]

До сплавів з *особливими тепловими властивостями* належать сплави заліза з нікелем, кобальтом та іншими добавками. Ці сплави мають у деякому інтервалі температур малий коефіцієнт лінійного розширення (інвар НЗ6, суперінвар НЗ1К.6, ковар Н29К18), деякі з них пружні властивості, які не залежать від температури (елінвар НЗ6ХВ).

#### 16.9. Хімічний склад сплавів високого електроопору [13]

Марка	Назва	Вміст елементів, % мас.					
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Al
X13Ю4	Фехраль	≤ 0,15	≤ 0,1	≤ 0,7	12 - 15	≤ 0,6	3,5–5,5
1X17Ю5	Сплав № 1	≤ 0,12	≤ 0,2	≤ 0,7	16 - 19	≤ 0,6	4,6–6,0
1X25Ю5	Сплав № 2	≤ 0,12	≤ 1,2	≤ 0,7	23 - 27	≤ 0,6	4,5–6,5
X20Н80	Ніхром	≤ 0,15	0,4–1,3	≤ 0,7	20 – 23	75 – 78	≤ 0,2
X15Н60	Ніхром	≤ 0,15	0,4–1,3	≤ 1,5	15 - 18	55 - 61	≤ 0,2

### 16.10. Властивості сплавів високого електроопору [13]

Марка	Назва	Питомий електроопір при 20°C, ом·мм <sup>2</sup> /м	Температурний коефіцієнт електроопору	Межа робочої температури, °C
X13Ю4	Фехраль	1,26	$5 \cdot 10^{-5}$	1000
1X17Ю5	Сплав № 1	1,30	$1 \cdot 10^{-5}$	1000
1X25Ю5	Сплав № 2	1,40	-	1150
X20Н80	Ніхром	1,11	$1 \cdot 10^{-5}$	1100
X15Н60	Ніхром	1,10	$1,7 \cdot 10^{-5}$	1050

Хімічний склад та властивості сплавів заліза з нікелем наведено в табл. 16.11, а зміна температурного коефіцієнту лінійного розширення при підвищенні температури - на рис. 16.17.

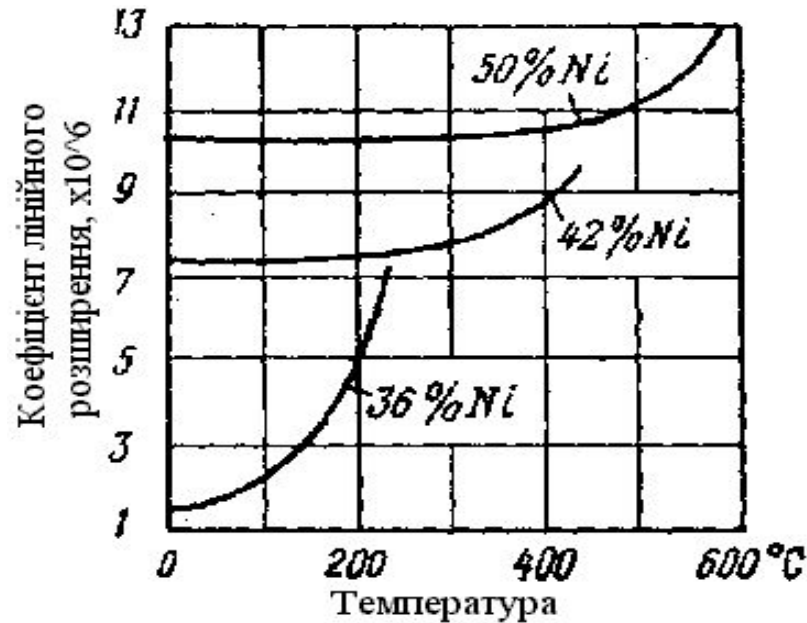


Рис.16.17. Вплив вмісту нікелю та температури на коефіцієнт лінійного розширення інварів [13]

### 16.11. Хімічний склад та властивості сплавів заліза з нікелем [13]

Сплав	Марка	Вміст елементів, %			Коефіцієнт лінійного розширення	Температура вимірювання, °C
		Ni	Co	Fe		
Інвар	Н36	36	-	Решта	$\leq 1,5 \cdot 10^{-6}$	-80—+100
Супер-інвар	Н31К6	30-32	4 – 6	Решта	$\leq 1 \cdot 10^{-6}$	-60—+60
Платиніт	Н48	48	-	Решта	$\leq 9 \cdot 10^{-6}$	+20—300

*Інвар*, при вмісті 36% Ni має значення  $\alpha=1,5 \cdot 10^{-6}$ . Сплав з таким вмістом нікелю називається *інваром* і маркується Н36. Інвар зберігає  $\alpha$  постійним в інтервалі температур від  $-80$  до  $+100$  °С. Його застосовують для виготовлення деталей приладів, що не повинні помітно змінювати розміри при коливаннях температури.

*Суперінвар* Н31К6 (30—34 % Ni; 4— 6 % Со; ост. Fe) має мінімальне значення  $\alpha = 1,0 \cdot 10^{-6}$  і зберігає його постійним у температурному інтервалі від  $-60$  до  $+60$  °С.

*Платиніт*. Широке застосування знаходить залізо-нікелевий сплав, що містить близько 48 % Ni марки Н48, названий платинітом. У цього сплаву  $\alpha=9 \cdot 10^{-6}$ , як у платини і скла. До виготовлення цього сплаву як провідники для введень у скляні прилади застосовували платину. Якщо спай платиніту зі склом піддається нагріванню, то в результаті однакового розширення обох матеріалів у склі не виникає напруг. Коефіцієнт лінійного розширення в платиніту змінюється незначно до 400 °С, а при більш високій температурі значно зростає.

Залізонікелевий сплав з 38 % Ni має температурний коефіцієнт лінійного розширення однаковий з порцеляною, його використовують у радіотехніці.

Спайку тугоплавких стекол з більш низьким  $\alpha$  проводять зі сплавом *ковар* (Н29К18), що містить близько 29% Ni, близько 20 % Со і інше залізо. У сплаву ковар значення  $\alpha$  таке ж, як і в тугоплавких стекол, приблизно до 500 °С. До цієї групи сплавів відносяться і залізохромнікелеві сплави — елінвари, наприклад, Н36Х8 тощо. Ці сплави поряд з низьким коефіцієнтом лінійного розширення зберігають постійні пружні властивості ( $\sim$ до 100 °С), унаслідок чого їх застосовують для виготовлення пружин у годинниках і точних приладах.

#### *Високоміцні сталі.*

Вони мають забезпечувати комплекс високих механічних властивостей, конструктивну міцність і довговічність виробів при експлуатації. Високоміцні леговані сталі використовують для виготовлення особливо відповідальних і важко навантажених деталей, які експлуатують в умовах різко змінюваних навантажень (деталі шасі, конструкції фюзеляжів тощо). Це комплексно-леговані (кількома легуючими елементами) середньовуглецеві сталі (0,3-0,6 % С), які зміцнюють термічною обробкою або піддають термомеханічній обробці. Наприклад, 30ХГСН2А, 40ХГСН3ВА.

*Мартенситостаріючі сталі* — сучасні високоміцні конструкційні матеріали на залізній основі, практично безвуглецеві ( $C < 0,03$  %). Другим важливим компонентом після заліза є нікель у

кількості 18-25 %. Крім того до складу мартенситостаріючих сталей входять кобальт, титан, алюміній, молібден, ніобій та інші елементи. Термічна обробка мартенситостаріючих сталей полягає в гартуванні й подальшому старінні в інтервалі температур 400-550 °С. Якщо в звичайних конструкційних сталях висока міцність досягається завдяки утворенню мартенситу як пересиченого твердого розчину проникнення вуглецю в  $\alpha$ -залізі. то у мартенситостаріючих сталях через обмежену розчинність легуючих елементів формується пересичений твердий розчин заміщення в  $\alpha$ -залізі (мартенсит заміщення).

Мартенсит заміщення, сформований в результаті гартування, є високопластичним і достатньо міцним. Зокрема широко розповсюджена сталь 03Н18К9М5Т після гартування має  $\sigma_m = 1200$  МПа,  $\delta=20$  %. Найбільший результат у зміцненні вносить старіння мартенситу, коли з пересиченого твердого розчину виділяються дисперсні фази інтерметалів типу  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Mo$ ,  $NiTi$  тощо. Механічні властивості після старіння:  $\sigma_m = 2000$  МПа,  $\delta=12$  %. Сталь теплотривка до температури 450 °С.

Мартенситостаріючі сталі дорогі, мають високу питому міцність і застосовуються в літако - та ракетобудуванні.

*Зносостійкі сталі* об'єднують групи високомарганцевих і графітизованих сталей.

*Високомарганцеві сталі* типу 110Г13Л містять 0,9 - 1,4 % С і 11,5 - 15 % Мп, характеризуються високою зносостійкістю, пластичністю і ударною в'язкістю. Використовуються для виготовлення широкої номенклатури виливків, які працюють в умовах ударно-абразивного спрацювання (бронеплити, молотки дробарок, траки, залізничні стрілки і хрестовини, зуби ковша екскаваторів тощо). Сталь 110Г13Л має однофазну аустенітну структуру після гартування без поліморфного перетворення від температур 1000 - 1100 °С. Вона здатна до наклепування і внаслідок цього до підвищення твердості (600 НВ).

*Графітизована сталь* містить 1,5 - 2,0 % С і до 2 % Si. Після гартування вона поєднує властивості загартованої сталі та чавуну. Графіт у такій сталі є змащуючою фазою. Сталь має структуру феритоцементитної суміші з певною кількістю графіту. Залежно від режиму термічної обробки і вмісту вуглецю кількість графіту може значно змінюватись.

Графітизовані сталі використовують для виготовлення поршневих кілець, поршнів, колінчастих валів та інших виливків для роботи в умовах тертя.

## ЛЕКЦІЯ № 17. Класифікація, маркування та призначення іноземних сталей та сплавів

### *Основні принципи класифікації та маркування сталей у Сполучених Штатах Америки*

Технічні суспільства, асоціації та інститути, члени яких розробляють, виготовляють або купують сталеві вироби, видають стандартні специфікації. Деякі з найбільш важливих специфікацій наведено нижче:

1. Товариство автомобільних інженерів (SAE).
2. Американський інститут заліза та сталі (AISI).
3. Специфікація космічних матеріалів (AMS).
4. Асоціація американських залізниць (AAR).
5. Американське бюро суднобудування (ABS).
6. Американський нафтовий інститут (API).
7. Американська асоціація розробників залізниць (AREA).
8. Американське товариство інженерів - механіків (ASME).
9. Американське товариство з випробувань і матеріалів (ASTM).

*Уніфікована номерна система* класифікації матеріалів (UNS) була розроблена Американським товариством з випробувань і матеріалів (ASTM), товариством автомобільних інженерів (SAE) та іншими технічними товариствами, торговельними асоціаціями, а також агентствами уряду Сполучених Штатів.

Номер UNS означає хімічний склад матеріалу, а не специфікацію, і призначений для кожного хімічного складу металевого сплаву. Позначення сплаву за системою UNS складається з букви і п'яти цифр. Букви вказують на клас сплавів, а цифри визначають хімічний склад сплавів у межах цього класу.

*SAE - AISI система* розроблена товариством автомобільних інженерів і американським інститутом заліза та сталі. Це найбільш широко використовувана система класифікації. SAE - AISI система використовується до поковок, гаряче- і холоднокатаного металу, катанки, трубних та листових матеріалів, а також до литва. Основні групи сталей відповідно до класифікації SAE - AISI наведені в табл. 17.1.

**Високоміцні низьколеговані (HSLA) сталі.** Приклади HSLA сталей наведено в табл. 17.2.

Вуглецеві сталі містять  $Mn < 1,65 \%$ ,  $Si < 0,60 \%$  і  $Cu < 0,60 \%$ . Вони включені в 1xxx групи в SAE-AISI системі та розділені на чотири серії за властивостями. Приклади кількох простих вуглецевих сталей 10xx групи наведені в табл. 17.3.

17.1.Основні групи сталей за американською (США) класифікацією SAE – AISI

Позначення	Тип сталі	Вміст легуючих елементів, %
10xx*	Вуглецеві	Прості (Mn < 1,00)
11xx		Леговані сіркою 0,1 - 0,2
12xx		Леговані сіркою та фосфором
15xx		Прості (Mn = 1,00 – 1,65)
13xx	Марганцеві	Mn ≈ 1,75
23xx	Нікелеві	Ni ≈ 3,50
25xx		Ni ≈ 5,00
40xx	Молібденові	Mo = 0,20 - 0,25
44xx		Mo = 0,40 - 0,52
50xx	Хромисті	Cr = 0,27- 0,65
51xx		Cr = 0,80 - 1,05
501xx		C > 1,00; Cr > 0,5
511xx	Хромисті (підшипникові)	C > 1,00; Cr > 1,02
521xx		C > 1,00; Cr > 1,45
31xx	Хромонікелеві	Ni ≈ 1,25; Cr = 0,65 – 0,80
32xx		Ni ≈ 1,75; Cr ≈ 1,07
33xx		Ni ≈ 3,50; Cr = 1,50 – 1,57
34xx		Ni ≈ 3,00; Cr ≈ 0,77
41xx	Хромомолібленові	Cr = 0,50 - 0,95; Mo = 0,12 - 0,30
46xx	Нікельмолібденові	Ni = 0,85 - 1,82; Mo = 0,20 - 0,25
48xx		Ni ≈ 3,50; Mo ≈ 0,25
61xx	Хромованадієві	Cr = 0,60 - 0,95; V = 0,10 - 0,15
72xx	Вольфрамохромисті	W ≈ 1,75; Cr ≈ 0,75
92xx	Кремнієвомарганцевисті	Si=1,4 - 2; Mn=0,65 - 0,85; Cr<0,65
9xx	Високоміцні низьколеговані	Разні типи SAE
xxVxx	Бористі сталі	B - сталь містить бор
xxLxx	Сталі леговані свинцем	L - сталь містить свинець
43xx	Нікель – хром – молібденові	Ni≈1,82, Cr=0,50 - 0,80, Mo ≈ 0,25
43Vxx		Ni≈1,82; Cr≈0,50; Mo=0,12-0,25; V>0,03
47xx		Ni≈1,05; Cr≈0,45; Mo=0,2-0,35
81xx		Ni ≈ 0,30; Cr ≈ 0,40; Mo ≈ 0,12
86xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,20
87xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,25
88xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,35
93xx		Ni ≈ 3,25; Cr ≈ 1,20; Mo ≈ 0,12
94xx		Ni ≈ 0,45; Cr ≈ 0,40; Mo ≈ 0,12
97xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,20; Mo ≈ 0,20
98xx		Ni ≈ 1,00; Cr ≈ 0,80; Mo ≈ 0,25

\*Останні дві цифри вказують на середній вміст вуглецю (у сотих частках %).

17.2. Хімічний склад високоміцних низьколегованих сталей (HSLA) виробництва США за класифікацією SAE

Номер SAE (b)	Хімічний склад, % (a)		
	C <sub>max</sub>	Mn <sub>max</sub>	P <sub>max</sub>
942X	0,21	1,35	0,04
945X	0,22	1,35	0,04
950X	0,23	1,35	0,04
955X	0,25	1,35	0,04
960X	0,26	1,45	0,04
965X	0,26	1,45	0,04
970X	0,26	1,65	0,04
980X	0,26	1,65	0,04

Примітка. а – максимальний вміст S < 0,05 %, Si < 0,90 %.

б – друга та третя цифри номера показують мінімальну межу текучості в ksi (1ksi= 6,875 МПа).

Буква X указує, що сталь містить Nb, V, N та інші елементи.

В табл. 17.4 наведені позначення для сортових торговельних сталей. Їх марка починається з літери М, що означає „merchant” – комерційний або торговельний.

Вуглецеві сталі, леговані сіркою (11xx група), наведені в табл. 17.5, а вуглецеві сталі, леговані сіркою і фосфором (12xx група) - у табл. 17.6. Сталі цієї групи легко обробляються різанням.

У таблиці 17.7 наведені сталі, що мають вміст марганцю від 0,9 до 1,5 %, без додаткових легуючих добавок. Ці сталі мають позначення 15xx.

Сталі підвищеної прогартуваності мають в марці додаткову букву Н. Як і у вуглецевих сталях, буква В вставлена між другою і третьою цифрами вказує, що сталь містить бор. Буква Е на початку марки показує, що сталь виплавлена в електричних печах.

**Леговані сталі.** Хімічний склад легованих сталей наведено у табл. 17.8.

**AMS класифікація.** Декілька легованих сталей наведені в табл. 17.9.

17.3. Хімічний склад вуглецевих сталей, що використовуються як напівфабрикати для обробки тиском, гарячої та холодної прокатки заготовок, катанки, сортового профілю, листа, стрічки, безшовних і зварних труб

Номер UNS	Номер SAE-AISI	Хімічний склад, %				Призначення
		C	Mn	P max	S max	
G10100	1010	0,08-0,13	0,30-0,60	0,040	0,050	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
G10200	1020	0,18-0,23	0,30-0,60	0,040	0,050	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напругах
G10300	1030	0,28-0,34	0,60-0,90	0,040	0,050	Автомобільні і транспортні пристрої, машинобудування
G10400	1040	0,37-0,44	0,60-0,90	0,040	0,050	
G10500	1050	0,48-0,55	0,60-0,90	0,040	0,050	Вали, осі, шпинделі, штифти, штирі болти, гвинти, шурупи
G10600	1060	0,55-0,65	0,60-0,90	0,040	0,050	
G10700	1070	0,65-0,75	0,60-0,90	0,040	0,050	Холоднокатана смуга для пружин і ресор високої розмірної точності і низької шорсткості

Примітки. 1. Вміст кремнію визначається вимогами замовника і може знаходитися у таких межах, %:

для заготовок і напівфабрикатів  $< 0,15^{\pm 0,08}$ ;  $0,15 - 0,20^{\pm 0,1}$ ;  $0,20 - 0,30^{\pm 0,15}$ ;  $0,30 - 0,60^{\pm 0,2}$ ;

для катанки  $< 0,10$ ;  $0,07 - 0,15$ ;  $0,10 - 0,20$ ;  $0,15 - 0,35$ ;  $0,20 - 0,40$ ;  $0,30 - 0,60$ .

2. Сталі, можуть вироблятися з добавкою свинцю у кількості Pb = 0,15 - 0,35%, що позначається буквою L у середині номера, наприклад 10L45.

3. Сталі можуть вироблятися з добавкою бору у кількості B = 0,0005 - 0,003%, що позначається буквою B у середині номера, наприклад 10B46.



17.4. Хімічний склад сортових торгових сталей

Номер SAE-AISI	Хімічний склад, %				Призначення
	C	Mn	P max	S max	
M1008	0,10 max	0,25-0,60	0,040	0,050	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напруженнях
M1010	0,07-0,14	0,25-0,60	0,040	0,050	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
M1012	0,09-0,16	0,25-0,60	0,040	0,050	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напруженнях
M1015	0,12-0,19	0,25-0,60	0,040	0,050	Невеликі деталі машин, важелі, шарніри, куліси, ланки, втулки, вкладиші, букси, гільзи, болти, гвинти; шурупи, пробійники, пальці, штифти, шворні, осі, цапфи, шплінти
M1017	0,14-0,21	0,25-0,60	0,040	0,050	
M1020	0,17-0,24	0,25-0,60	0,040	0,050	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напруженнях
M1023	0,19-0,27	0,25-0,60	0,040	0,050	Автомобільні і транспортні пристрої, машинобудування
M1025	0,20-0,30	0,25-0,60	0,040	0,050	
M1031	0,26-0,36	0,25-0,60	0,040	0,050	

17.5. Хімічний склад сталей, легованих сіркою, що легко обробляються різанням

Номер UNS	Номер SAE- AISI	Хімічний склад, %				Призначення
		C	Mn	P max	S	
G11080	1108	0,08-0,13	0,50-0,80	0,040	0,08-0,13	Цементована сталь
G11100	1110	0,08-0,13	0,30-0,60	0,040	0,08-0,13	
G11170	1117	0,14-0,20	1,00-1,30	0,040	0,08-0,13	
G11180	1118	0,14-0,20	1,30-1,60	0,040	0,08-0,13	
G11370	1137	0,32-0,39	1,35-1,65	0,040	0,08-0,13	Термічно оброблена сталь
G11390	1139	0,35-0,43	1,35-1,65	0,040	0,13-0,20	
G11400	1140	0,37-0,44	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13	
G11410	1141	0,37-0,45	1,35-1,65	0,040	0,08-0,13	
G11440	1144	0,40-0,48	1,35-1,65	0,040	0,24-0,33	
G11460	1146	0,42-0,49	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13	
G11510	1151	0,48-0,55	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13	

Примітки. 1. Вміст кремнію в катанці для сталей SAE1110 (включно) менше 0,10%.

2. Для сталей класу SAE1117 і вище вміст кремнію може бути 0,10%; 0,10 - 0,20%; 0,15 - 0,35%.

17.6. Хімічний склад американських сталей, легованих сіркою і фосфором, що легко обробляються різанням

Номер UNS	Номер SAE- AISI	Хімічний склад, %					Призначення
		C (max)	Mn	P	S	Pb	
G12110	1211	0,13	0,60-0,90	0,07-0,12	0,10-0,15	-	Середньонавантажені сталі
G12120	1212	0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,16-0,23	-	
G12130	1213	0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,24-0,33	-	Важконавантажені сталі
G12150	1215	0,09	0,75-1,05	0,04-0,09	0,26-0,35	-	
G12144	12L14	0,15	0,85-1,15	0,04-0,09	0,26-0,35	0,15-0,35	Важконавантажені сталі, що містять свинець

17. 7. Хімічний склад американських високомарганцевистих вуглецевих сталей

Номер UNS	Номер SAE- AISI	Хімічний склад , %				Призначення
		C	Mn	P max	S max	
G15130	1513	0,10-0,16	1,10-1,40	0,040	0,050	Оброблені тиском і зварювані машинобудівні деталі
G15220	1522	0,18-0,24	1,10-1,40	0,040	0,050	
G15240	1524	0,19-0,25	1,35-1,65	0,040	0,050	
G15260	1526	0,22-0,29	1,10-1,40	0,040	0,050	
G15270	1527	0,22-0,29	1,20-1,50	0,040	0,050	
G15360	1536	0,30-0,37	1,20-1,50	0,040	0,050	
G15410	1541	0,36-0,44	1,35-1,65	0,040	0,050	Вали, осі, шпинделі, облямовування, штифти, штирі і диски великих поперечних перерізів
G15480	1548	0,44-0,52	1,10-1,40	0,040	0,050	
G15510	1551	0,45-0,56	0,85-1,15	0,040	0,050	
G15520	1552	0,47-0,55	1,20-1,50	0,040	0,050	
G15610	1561	0,55-0,65	0,75-1,05	0,040	0,050	
G15660	1566	0,60-0,71	0,85-1,15	0,040	0,050	

### 17.8. Хімічний склад легованих сталей виробництва США

Номер UNS	Номер SAE- AISI	Хімічний склад , % (a)									Призначення
		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	
Марганцевисті сталі											
G13300	1330	0,28-0,33	1,6-1,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	-	-	Деталі конструкцій для загального машинобудування
G13350	1335	0,33-0,38	1,6-1,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	-	-	Вали, осі, шпинделі, штифти, штирі і диски великих поперечних перерізів
G13400	1340	0,38-0,43	1,6-1,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	-	-	
Молібденові сталі											
G40230	4023	0,20-0,25	0,7-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	-	-	Труби високого тиску з товстими стінками, невеликі поковки (температура роботи нижче 530 °С)
G40370	4037	0,35-0,40	0,7-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	0,20-0,30	-	
G40470	4047	0,45-0,50	0,7-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	0,20-0,30	-	
G44220	4422	0,20-0,25	0,7-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	0,35-0,45	-	
G44270	4427	0,24-0,29	0,7-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	-	0,35-0,45	-	
Хромисті сталі											
G50401	50B40	0,38-0,43	0,75-1,0	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,40-0,60	-	-	Листові ресори, спіральні пружини і торсіони
G50501	50B50(c)	0,48-0,53	0,75-1,0	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,40-0,60	-	-	
G50601	50B60(c)	0,56-0,64	0,75-1,0	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,40-0,60	-	-	Зубчасті колеса невеликого розміру, вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, карданні шарніри, деталі для контролю
G51150	5115	0,13-0,18	0,70-0,9	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,70-0,90	-	-	
G51350	5135	0,33-0,38	0,60-0,8	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,80-1,05	-	-	Деталі зубчастих передач, поршні, плунжера, колінчасті вали (для холодної обробки тиском)

Продовження табл. 17.8

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Хромисті (підшипникові) сталі											
G50986	50100(b)	0,98-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,15-0,35	-	0,40-0,60	-	-	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, голки, що обертаються, Ø до 10 мм
G51986	51100(b)	0,98-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,15-0,35	-	0,90-1,15	-	-	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, шарніри, куліси, що обертаються, Ø від 10 до 17 мм
G52986	52100(b)	0,98-1,10	0,25-0,45	0,025	0,025	0,15-0,35	-	1,30-1,60	-	-	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, шарніри, куліси, пластини, диски, що обертаються, Ø до 30 мм
Кремніємарганцевисті сталі											
G92540	9254	0,51-0,59	0,60-0,80	0,035	0,040	1,20-1,60	-	0,60-0,80	-	-	Листові ресори, спіральні і тарілчасті пружини
G92600	9260	0,56-0,64	0,75-1,00	0,035	0,040	1,80-2,20	-	-	-	-	Листові ресори (товщиною ≥ 7 мм) для транспортних засобів, спіральні пружини
Хромомолібленові сталі											
G41180	4118	0,18-0,23	0,70-0,90	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,40-0,60	0,08-0,15	-	Деталі зубчастих передач всіх типів, шарнірні деталі, вали, осі, шпинделі, штифти, болти, гвинти, шурупи, втулки, вкладиші, букси, гільзи, з'єднувальні муфти
G4140	4140	0,38-0,43	0,70-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,80-1,10	0,15-0,25	-	Зубчасті колеса, шестерні, шатуни, з'єднувальні штоки і тяги
G41610	4161	0,56-0,64	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,70-0,90	0,25-0,35	-	Втулки, вкладиші, букси, гільзи, вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, деталі для контролю, шарніри, куліси

Продовження табл. 17.8.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Нікель – молібленові сталі											
G46150	4615	0,13-0,18	0,45-0,65	0,035	0,040	0,15-0,25	1,65-2,00	-	0,20-0,30	-	Шестерні, напівосі, сателіти, шарніри
G46200	4620	0,17-0,22	0,45-0,65	0,035	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	-	0,20-0,30	-	
G46260	4626	0,24-0,20	0,45-0,65	0,035	0,040	0,15-0,35	0,70-1,00	-	0,15-0,25	-	
G48150	4815	0,13-0,18	0,40-0,60	0,035	0,040	0,15-0,35	3,25-3,75	-	0,20-0,30	-	
G48170	4817	0,15-0,20	0,40-0,60	0,035	0,040	0,15-0,35	3,25-3,75	-	0,20-0,30	-	
G48200	4820	0,18-0,23	0,50-0,70	0,035	0,040	0,15-0,35	3,25-3,75	-	0,20-0,30	-	
Хромованадієві сталі											
G61180	6118	0,16-0,21	0,50-0,70	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,50-0,70	-	0,10-0,15	Листові ресори, спіральні і тарілчасті пружини, торсіони $\varnothing \leq 40$ мм. Вали, осі, шпинделі великих зубчастих передач, великі зубчасті колеса, шестерні
G61500	6150	0,48-0,53	0,70-0,90	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,80-1,10	-	0,15 min	
Нікель – хромомолібденові сталі											
G43200	4320	0,17-0,22	0,45-0,65	0,035	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20-0,30	-	Зубчасті колеса, зірочки й інші деталі для автомобілебудування
G43400	4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,035	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20-0,30	-	
G43400	E4340	0,38-0,43	0,65-0,85	0,025	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	0,70-0,90	0,20-0,30	-	
G47180	4718	0,16-0,21	0,70-0,90	-	-	-	0,90-1,20	0,35-0,55	0,30-0,40	-	
G47200	4720	0,17-0,22	0,50-0,70	0,035	0,040	0,15-0,35	0,90-1,20	0,35-0,55	0,15-0,25	-	

## Продовження табл. 17.8.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12
G81150	8115	0,13-0,18	0,70-0,90	0,035	0,040	0,15-0,35	0,20-0,40	0,30-0,50	0,08-0,15	Зубчасті колеса, зірочки і інші деталі для автомобілебудування
G81451	81B4 5(c)	0,43-0,48	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,20-0,40	0,35-0,55	0,08-0,15	
G86150	8615	0,13-0,18	0,70-0,90	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,15-0,25	
G86370	8637	0,35-0,40	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,15-0,25	
G86660	8660	0,56-0,64	0,70-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,15-0,25	
G87200	8720	0,18-0,23	0,70-0,90	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,20-0,30	Деталі для загального машинобудування, приладів, інструментів, апаратів, апаратури, агрегатів, двигунів і транспортних засобів,
G87400	8740	0,38-0,43	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,20-0,30	
G88220	8822	0,20-0,25	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,4-0,7	0,4-0,6	0,30-0,40	
G93100	9310 (b)	0,08-0,13	0,45-0,65	0,025	0,025	0,15-0,35	3,00-3,5	1,00-1,40	0,08-0,15	
G94151	94B15 (c)	0,13-0,18	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15	
G94171	94B17 (c)	0,15-0,20	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15	
G94301	94B30 (c)	0,28-0,33	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,30-0,60	0,30-0,50	0,08-0,15	

Примітка. а - невказаний в специфікації вміст деяких хімічних елементів (мала кількість) може бути таким:

Cu < 0,35%; Ni < 0,25; Cr < 0,20; Mo < 0,06%; b – виплавка сталі в електричних печах; с – вміст бору 0,0005 – 0,003%



17.9. Хімічний склад легованих сталей за американською класифікацією **AMS**

Номер ASM	Вид виробів	Хімічний склад, %					Найближчий номер SAE-AISI	Номер UNS
		C	Cr	Ni	Mo	Другі		
6250H	Заготовки, поковки, труби	0,07-0,13	1,5	3,5	-	-	3310	K44910
6255	Заготовки, поковки, труби (P, DVM)	0,16-0,22	1,45	-	1,0	1,1Si, 0,08Al	CBS 600	K21940
6256A	Заготовки, поковки, труби (P, DVM)	0,10-0,16	1,0	3,0	4,5	0,08Al, 0,38V	CBS 1000M	K71350
6260K	Заготовки, поковки, труби (цементация)	0,07-0,13	1,2	3,2	0,12	-	9310	G93106
6263G	Заготовки, поковки, труби (цементация)	0,11-0,17	1,2	3,2	0,12	-	9315	-
6530H	Суцільнотягнуті труби	0,28-0,33	0,55	0,50	0,20	-	8630	G86300
6535G	Суцільнотягнуті труби	0,28-0,33	0,50	0,55	0,20	-	8630	G86300
6543A	Заготовки, поковки (обробка на твердий розчин)	0,10-0,14	2,0	10,0	1,0	8,0 Co	-	K91970
6544A	Листи (обробка на твердий розчин, VM)	0,10-0,14	2,0	10,0	1,0	8,0 Co	-	K92571
6546C	Плити, листи, стрічка (відпал, P, CM)	0,24-0,30	0,48	8,0	0,48	4,0 Co, 0,09 V	HP 9-4-25	K92571
6550H	Зварні труби	0,28-0,33	0,55	0,50	0,20	-	8630	G86300

Примітка. P –якість „преміум”; DVM - подвійна дугова плавка; VM - вакуумна плавка; CM - перепплав плавкого електрода

## **Приклади маркування та класифікації сплавів провідних промислових країн світу**

**Німецька класифікація (DIN).** Розроблена інститутом Deutsches Institut für Normung. Використовують чисельні або чисельні та буквенні ознаки. Приклади сталей надано в табл. 17.10.

**Японська класифікація (JIS)** розроблена комітетом японських промислових стандартів міністерства міжнародної торгівлі та промисловості. **JIS** класифікація починається з заголовних букв JIS з наступною буквою, що позначає вид виробу (наприклад, буква G позначає вуглецеві та низьколеговані сталі). JIS позначення даються в табл. 17.11. Наприклад, JIS G3445 STKM11A – низьковуглецева трубна сталь з наступним хімічним складом: C = 0,12 %; Si = 0,35 %; Mn = 0,60 %; P = 0,040 %; S = 0,040 %.

**Класифікація сталей та сплавів у Великій Британії (BS)** розроблена британським інститутом стандартів (табл. 17.12). Кожне позначення цієї класифікації включає вид виробу та код сплаву. Наприклад, BS 979 708A37 – низьколегована сталь з таким хімічним складом: C=0,35-0,40%; Si=0,10-0,35%; Mn=0,70-1,00%; P<0,040%; S<0,050%; Cr=0,90-1,20%; Mn=0,15-0,25%.

**Класифікація сталей та сплавів, прийнята у Франції (AFNOR)** розроблена Association Francaise de Normalisation. У марці сталі прописні букви NF розміщені ліворуч від буквенно-цифрового коду. Код складається з заголовної букви з наступним рядом цифр і букв (табл. 17.13). Нариклад, NF A35-562 35MF6 – легована сіркою сталь (легко обробляється різанням) з таким складом: C=0,33-0,39%; Si=0,10-0,40%; Mn = 1,10 - 1,70%; P < 0,040%; S < 0,09 - 0,13%.

**Італійська класифікація (UNI)** розроблена Ente Nazionale Italiano di Unificazione, Італійським стандартом передбачено такий порядок маркування сталей та сплавів: на початку марки - заголовні букви **UNI**, за якими слідує цифровою код продукції та алфавітно-цифрова ідентифікація сплаву (табл. 17.14). Наприклад, **UNI 5598 3CD5** – низьковуглецева сталь для катанки з наступним складом: C < 0,06%; Mn = 0,25 - 0,50%; P < 0,035%; S < 0,035%; N < 0,007%.

**Шведська класифікація (SS14)** розроблена шведським інститутом стандартів. Позначення починаються з букв **SS**, за якими слідує чотиризначне число (табл. 17.15).

### **Аналоги вітчизняних та іноземних сталей та сплавів**

Відповідність ознак ДСТ та іноземних сталей показано в табл. 17.16.

17.10. Хімічний склад сталей за німецькою класифікацією **DIN**

Номер DIN	Хімічний склад, %									Найближчий номер SAE-AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Інші хімічні еле- менти		
1.1820, C55W	0,50- 0,58	0,15	0,30-0,50	0,030	0,030	-	-	-	-	1055	Вали, осі, шпинделі
1.1830, C85W	0,80- 0,90	0,25- 0,40	0,50-0,80	0,025	0,02	-	-	-	-	1084	Циркулярні пили, рами і станини циркулярних пил для робіт по дереву, молотки
1.7238, 49CrMo4	0,46- 0,52	0,15- 0,40	0,50-0,80	0,025	0,025	-	0,90- 1,20	0,15- 0,30	-	4147	Деталі для транспорту і машинобудування
1.7264, 20CrMo5	0,18- 0,23	0,15- 0,35	0,90-1,20	0,035	0,035	-	1,10- 1,40	0,20- 0,40	-	4118	Зносостійкі важко - навантажені колінчасті вали, зубчасті колеса і шестерні
1.8159, GS- 50CrV4	0,47- 0,55	0,15- 0,40	0,70-1,10	0,035	0,035	-	0,90- 1,20	-	0,10- 0,20V	6150	Вали, осі, шпинделі великих зубчастих передач, великі зубчасті колеса, шестерні

17.11. Хімічний склад сталей за японською класифікацією JIS

Номер JIS	Хімічний склад, %									Найближчий номер SAE-AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mn	Інші		
<b>G3445- труби</b>											
STKM11A(11A)	0,12	0,35	0,60	0,040	0,040	-	-	-	-	1008	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
STKM15A(15A)	0,25-0,35	0,35	0,30-1,00	0,040	0,040	-	-	-	-	1029	
STKM17A(17A)	0,45-0,55	0,40	0,40-1,00	0,040	0,040	-	-	-	-	1049	
<b>G4051- вуглецеві сталі</b>											
F15Ck	0,13-0,18	0,15-0,35	0,30-0,60	0,025	0,025	0,20	0,20	-	0,25 Cu, Ni+Cr = 0,30	1015	Невеликі деталі машин, важелі, втулки, вкладиші; букси, гільзи, болти, гвинти; шурупи, пробійники, пальці, штифти, шворні, осі, цапфи, шийки, шплінти
S9Ck	0,07-0,12	0,15-0,35	0,30-0,60	0,025	0,025	-	-	-	-	1010	Деталі машин і механізмів низької міцності
<b>G4052-конструкційні сталі з заданою прогартованістю</b>											
SCr4H, SCr440H	0,37-0,44	0,15-0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85-1,25	-	-	5140	Вали, осі, шпинделі, шийки осей, деталі для контролю
SCr21H, SCr415H	0,12-0,18	0,15-0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85-1,20	-	-	5115	Зубчасті колеса невеликого розміру, вали, осі, шпинделі, штифти, карданні шарніри

Продовження табл. 17.11

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
SCr2H, SCr430H	0,27- 0,34	0,15- 0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85 - 1,25	-	-	5130	Колеса, вали, осі, шпинделі
SCr420H	0,17- 0,23	0,15- 0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85 - 1,25	-	-	5120	Зубчасті колеса середнього розміру, вали, осі, шпинделі, штифти
SCM4H, SCM440H	0,37- 0,44	0,15- 0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85 - 1,25	0,15 - 0,35	-	4140	Зубчасті колеса, шестерні, шатуни, сполучні штоки і тяги
G4801-пружні сталі											
SUP7	0,55- 0,65	1,80- 2,20	0,70-1,00	0,035	0,035	-	-	-	-	9260	Листові ресори (товщиною $\geq$ 7 мм), спіральні пружини
SUP9	0,50- 0,60	0,15- 0,35	0,65-0,95	0,035	0,035	-	0,65 - 0,95	-	-	5155	Пружини високої напруги або тиску
SUP10	0,45- 0,55	0,15- 0,35	0,65-0,95	0,035	0,035	-	0,80 - 1,10	-	0,15- 0,25V	6150	Шестерні, шарнірні деталі, зубчасті колеса, вали, осі, шпинделі,
G5111- сталі для литва											
SCMnCr4	0,35- 0,45	0,30- 0,60	1,20-1,60	0,040	0,040	-	0,40 - 0,80	-	-	50B40	Деталі для транспортних і рухомих пристроїв
SCMnCr3	0,30- 0,40	0,30- 0,60	1,20-1,60	0,040	0,040	-	0,20	0,15 - 0,35	-	4032	

17.12. Хімічний склад сталей за класифікацією Великої Британії **BS**

Номер BS	Хімічний склад, %									Найближчий номер SAE- AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Інші		
<b>970- вуглецеві та вуглецево-марганцеві сталі, що легко піддаються обробці різанням</b>											
015A03	0,06	0,10- 0,40	0,40	0,050	0,050	-	-	-	-	1005	Невеликі деталі машин, важелі, втулки, вкладиші; букси, гільзи, болти, гвинти; шурупи, пробійники, пальці, штифти, шворні, осі, цапфи, шийки, шплінти
030A04	0,08	0,10- 0,40	0,20-0,40	0,050	0,050	-	-	-	-	1006	
040A15	0,13- 0,18	0,40	0,30-0,50	0,050	0,050					1015	
040A17	0,15- 0,20	0,40	0,30-0,50	0,050	0,050	-	-	-	-	1017	
<b>3601- трубні сталі</b>											
360	0,17	0,35	0,40-0,60	0,045	0,045	-	-	-	-	1013	Труби
<b>3100 – ливарні сталі</b>											
A5	0,25- 0,33	0,6	1,20-1,60	0,050	0,050	-	-	-	-	1527	Деталі конструкцій для загального машинобудування
AW2	0,40- 0,50	0,36	1,00	0,050	0,050	0,25Cr, 0,40Ni, 0,30Cu, 0,15Mo			1046		
AW3	0,50- 0,60	0,60	1,00	0,050	0,050	0,25Cr, 0,40Ni, 0,30Cu, 0,15Mo			1055	Вали-шестерні, колеса	

Продовження табл. 17.12

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
BW3	0,45- 0,53	0,75	0,50- 1,00	0,06	0,06	-	0,80- 1,20	-	5147, 5150	Деталі конструкцій для загального машинобудування
BW4	0,55- 0,65	0,75	0,50- 1,00	0,06	0,06	-	0,80- 1,50	0,20- 0,40	4161	
3111 – дріт										
Тип 2/1	0,35- 0,40	0,15- 0,40	0,70- 0,90	0,04	0,04	-	-	0,20- 0,30	4037	Дріт
Тип 2/2	0,32- 0,45	0,15- 0,40	0,80- 1,00	0,04	0,04	-	-	0,25- 0,35	4037	
Тип 3	0,35- 0,45	0,15- 0,40	0,70- 0,90	0,04	0,04	-	0,90- 1,20	-	5135, 5140	
Тип 9	0,17- 0,23	0,15- 0,35	0,80- 1,10	0,040	0,040	0,02A1, 0,0008-0,003B				
970 – леговані сталі										
527A17	0,14- 0,19	0,10- 0,35	0,70- 0,90	0,035	0,040	-	0,70- 0,90	-	5115	Колеса, вали, осі, шпинделі
530A30 (En18A)	0,28- 0,33	0,10- 0,35	0,60- 0,80	0,040	0,050	-	0,90- 1,20	-	5130	

Продовження табл. 17.12

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
530A32 (En18B)	0,30- 0,35	0,10- 0,35	0,60- 0,80	0,040	0,050	-	0,90- 1,20	-	5132	Вали, осі, шпинделі, важелі; ручки, рукоятки; спиці коліс; стріли кранів
530A40 (En18D)	0,29- 0,35	0,10- 0,35	0,50- 0,80	0,040	0,050	-	0,80- 1,25	-	5140	Вали, осі, шпинделі, шийки осей, деталі для контролю (для холодної висадки і екструзії)
2772 – шахтне та підйомно-транспортне устаткування										
806M22	0,19- 0,25	0,10- 0,35	0,60- 0,95	0,04	0,05	0,35- 0,75	0,35- 0,65	0,15- 0,25	8622	Шахтне та підйомно- транспортне устаткування



17.13. Хімічний склад сталей за французької класифікацією **AFNOR**

Номер AFNOR	Хімічний склад, %									Найближчий номер SAE- AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Інші		
A33-101 – вуглецеві сталі											
AF34	0,12	0,30	0,30-0,60	0,040	0,040	-	-	-	-	1010	Деталі машин і конструкцій низької міцності
AF37	0,08- 0,15	0,30	0,30-0,60	0,040	0,040	-	-	-	-	1012	
AF42	0,14- 0,21	0,10- 0,40	0,50-0,80	0,040	0,040	-	-	-	-	1018	
AF50	0,25- 0,33	0,10- 0,40	0,50-0,80	0,040	0,040	-	-	-	-	1029	
AF50-S	0,20	0,55	1,50	0,040	0,040	-	-	-	-	1513	
AF55	0,31- 0,39	0,10- 0,40	0,50-0,80	0,040	0,040	-	-	-	-	1035	Деталі конструкцій підвищеної міцності
A35-551 – цементуємі сталі											
16MC5	0,14- 0,19	0,10- 0,40	1,00-1,30	0,035	0,035	-	0,80 - 1,10	-	-	5115, 5117	Зубчасті колеса невеликого розміру, вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, карданні шарніри

Продовження табл. 17.13

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
19NCDB2	0,17- 0,23	0,10- 0,40	0,65-1,30	0,035	0,035	<sup>0,40</sup> - 0,70	0,40- 0,65	0,15- 0,25	0,0008- 0,005B	8620	Деталі передавальних механізмів і приводів
20MC5	0,17- 0,22	0,10- 0,40	1,10-1,40	0,035	0,035	-	1,00 - 1,30	-	-	5120	Зубчасті колеса середнього розміру, вали, осі, шпинделі, облямовування, штифти, штирі, для транспортного машинобудування
20NCD2	0,17- 0,25	0,10- 0,40	0,65-0,95	0,035	0,035	<sup>0,40</sup> - 1,00	0,40- 0,65	0,15- 0,25	-	8620	Деталі передавальних механізмів і приводів
A35-552 – напівфабрикати, заготовки, катанка											
SCr4H, SCr440H	0,37- 0,44	0,15- 0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85 - 1,25	-	-	8620	Деталі передавальних механізмів і приводів
20MC5	0,12- 0,18	0,15- 0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	-	0,85 - 1,20	-	-	5120	Зубчасті колеса середнього розміру, вали, осі, шпинделі, облямовування, штифти, штирі, для транспортного машинобудування

17.14. Хімічний склад сталей за італійською класифікацією UNI

Номер UNI	Хімічний склад, %									Найближчий номер SAE- AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Інші		
3545 – пружні сталі											
C45	0,42- 0,50	0,15- 0,40	0,40-0,90	0,035	0,035	-	-	-	-	1045	Автомобільні і транспортні пристрої, машинобудування
C60	0,57- 0,65	0,15- 0,40	0,50-0,90	0,035	0,035	-	-	-	-	1060	Вали, осі, шпинделі, облямовування, штифти, штирі, болти, гвинти, шурупи
7065- листові сталі											
C10	0,07- 0,12	0,35	0,35-0,60	0,035	0,035	-	-	-	-	1010	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
C16	0,12- 0,18	0,35	0,30-0,70	0,035	0,035	-	-	-	-	1015	
C20	0,18- 0,24	0,40	0,40-0,80	0,035	0,035	-	-	-	-	1021	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напруженнях
C30	0,27- 0,34	0,40	0,50-0,90	0,035	0,035	-	-	-	-	1030	Автомобільні і транспортні пристрої, машинобудування
C35	0,33- 0,38	0,35	0,40-0,65	0,020	0,020	-	-	-	-	1035	
C40	0,37- 0,44	0,40	0,50-0,90	0,035	0,035	-	-	-	-	1040	

Продовження табл. 17.14.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
C70	0,65- 0,72	0,15- 0,40	0,50-0,90	0,035	0,035	-	-	-	-	1070	Холоднокатана смуга для пружин і ресор високої розмірної точності і низької шорсткості
C75	0,70- 0,80	0,15- 0,30	0,40-0,70	0,035	0,035	-	-	-	-	1075	
C90	0,85- 0,95	0,15- 0,30	0,40-0,70	0,035	0,035	-	-	-	-	1090	
C100	0,98- 1,05	0,15- 0,30	0,35-0,60	0,035	0,035	-	-	-	-	1095	
3097- підшипникові сталі											
16NiCr Mo2	0,13- 0,18	0,15- 0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	<sup>0,35</sup> -	0,40- 0,60	0,15- 0,25	-	8615	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, шарніри, куліси, пластини, диски, що обертаються
20NiCr Mo7	0,17- 0,22	0,15- 0,40	0,45-0,65	0,035	0,035	<sup>1,60</sup> -	0,40- 0,60	0,20- 0,30	-	4320	
100Cr6	0,95- 1,10	0,15- 0,35	0,25-0,45	0,025	0,025	-	1,40- 1,60	-	-	E52100	
3160 – абразивно-зносостійкі ливарні сталі											
G40Cr Mo4	0,37- 0,42	0,20- 0,35	0,75-1,00	0,035	0,035	-	0,80- 1,20	0,15- 0,25	-	4140	Зубчасті колеса, шестерні, шатуни, з'єднувальні штоки і тяги

Продовження табл. 17.14.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
G90Cr4	0,80-1,00	0,50	0,80	0,035	0,035	-	1,00-1,20	-	-	E51100	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, шарніри, куліси, що обертаються, Ø від 10 до 17 мм
7845 – термічно оброблювані сталі											
30CrMo4	0,27-0,34	0,15-0,40	0,40-0,70	0,035	0,035	-	0,80-1,10	0,15-0,25	-	4130	Вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, важелі, ручки, рукоятки, спиці коліс, стріли кранів, деталі турбін
35CrMo4	0,32-0,39	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	-	0,90-1,20	0,15-0,25	0,15-0,30Pb	4135	Колінчастий вал, вал, вісь, шпиндель, штифт, штир, колісні бандажі
36CrMn4	0,33-0,40	0,15-0,40	0,80-1,10	0,035	0,035	-	1,00-1,30	-	-	5135	Деталі зубчастих передач, поршні, плунжери, колінчасті вали (для холодної висадки, екструзії, видавлювання і пресування)
39NiCrMo3	0,35-0,43	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	<sup>0,70</sup> - 1,00	0,60-1,00	0,15-0,25	-	8637	Зубчасті колеса, зірочки і подібні деталі для автомобілебудування

Продовження табл. 17.14.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
40NiCrMo2	0,37- 0,44	0,15- 0,40	0,70-1,00	0,035	0,035	0,40 - 0,70	0,40- 0,60	0,15- 0,30	-	8640, 8740	Деталі для загального машинобудування, приладів, інструментів, апаратів, апаратури, агрегатів, двигунів і транспортних засобів
40NiCrMo7	0,37- 0,43	0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	1,60 - 1,90	0,60- 0,90	0,20- 0,30	-	4340	Зубчасті колеса, зірочки і подібні деталі для автомобілебудування
41Cr4	0,38- 0,45	0,14- 0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	-	0,90- 1,20	-	-	5140	Вали, осі, шпинделі, шийки осей, деталі для контролю (для холодної висадки і екструзії)
42CrMo4	0,38- 0,45	0,15- 0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	-	0,90- 1,20	0,15- 0,25	-	4140, 4142	Зубчасті колеса, шестерні, шатуни, з'єднувальні штоки і тяга
50CrV4	0,47- 0,55	0,20- 0,40	0,70-0,90	0,035	0,035	-	0,80- 1,20	-	0,10- 0,20V	6150	Ресори, пружини, торсіони, вали, осі, шпинделі, зубчасті колеса, шестерні

17.15. Хімічний склад сталей за шведською класифікацією **SS14**

Номер <b>SS14</b>	Хімічний склад, %								Найближчий номер SAE- AISI	Призначення
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo		
1147	<0,08	-	0,45	0,03	0,03	-	-	-	1006	Невеликі деталі машин, важелі, втулки, вкладиші, букси, гільзи, болти, гвинти; шурупи, пробійники, пальці, штифти, шворні, осі, цапфи, шийки, шплінти
1160	<0,08	0,03	0,35	0,03	0,04	-	-	-	1005	
1225	<0,08	0,03	0,40-0,60	0,03	0,03	0,1	0,2Cu, 0,009N		1006	
1232	<0,13	-	0,30-0,70	0,05	0,05	0,25	0,30Cu, 0,009N		1010	
1265	0,07-0,13	0,30	0,25-0,45	0,03	0,04	-	-	-	1010	
1870	0,94-1,06	0,10-0,35	0,30-0,60	0,030	0,030	-	-	-	1095	Пружини розтягування, деталі годинника
2101	<0,20	0,10-0,50	0,80-1,60	0,050	0,050	0,25	0,30Cu, 0,009N		1016	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
1912	<0,14	<0,05	0,90-1,30	0,11	0,24-0,35	-	-	-	1213	Важконавантажені деталі машин, сталь, що легко піддається обробці різанням
1957	0,32-0,39	0,10-0,40	0,80-1,20	0,060	0,15-0,25	-	-	-	1139	Сталь, що легко піддається обробці різанням та термічній обробці
1973	0,46-0,54	0,10-0,40	0,80-1,20	0,06	0,15-0,25	-	-	-	1144, 1151	

Продовження табл. 17.15.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
2128	<0,43	0,10-0,40	1,20-1,80	0,050	0,050	-	-	-	1541	Вали, осі, шпинделі, облямовування, штифти, штирі і диски великих поперечних перерізів
2130	0,25-0,30	0,15-0,40	1,10-1,30	0,035	0,035	0,10-0,30	0,002В	1526	1522	Деталі в машинобудуванні для обробки тиском та зварювання
2165	<0,24	<0,60	<1,60	<0,06	<0,05	-	-	-		
2168	<0,28	<0,60	<1,60	<0,06	<0,05	-	-	-		
2234	0,30-0,37	0,15-0,40	0,50-0,80	0,035	0,035	0,90-1,20	-	0,15-0,30	4135	Зубчасті колеса, шестерні, шатуни, з'єднувальні штоки і тяга
2244	0,38-0,45	0,15-0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	0,90-1,20	-	0,15-0,30	4140	
2233	0,25-0,35	0,15-0,40	0,40-0,90	0,040	0,040	0,80-1,20	-	0,15-0,30	4130	Зубчасті передачі, шарнірні деталі, вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, болти, гвинти, шурупи, втулки, вкладиші
2523	0,17-0,23	0,15-0,40	0,70-1,10	0,035	0,030-0,050	0,80-1,20	1,00-1,40	0,08-0,16	4320	Зубчасті колеса, зірочки і подібні деталі для автомобілебудування



Продовження табл. 17.15.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
2127	0,13- 0,19	0,15- 0,40	1,00-1,30	0,035	0,030- 0,050	0,80- 1,10	-	-	5115	Малі зубчасті колеса, вали, осі, шпинделі, штифти, штирі, карданні шарніри
2245	0,38- 0,45	0,15- 0,40	0,60-0,90	0,035	0,035	0,90- 1,20	-	-	5140	Деталі зубчастих передач, поршні, плунжери, колінчасті вали (для холодної висадки, видавлювання і пресування)
2258	0,95- 1,10	0,15- 0,35	0,25-0,45	0,030	0,025	1,35- 1,65	-	-	E52100	Кульки, циліндри, ролики, вали, бігунки, шарніри, куліси, пластини, диски Ø до 30 мм
25006- 03	0,17- 0,23	0,15- 0,40	0,60-0,95	0,035	0,030 -0,50	0,35- 0,65	0,35- 0,75	0,15- 0,25	8620	Зубчасті колеса, зірочки, деталі для автомобіле-будування

17.16. Відповідність ознак ДСТ та іноземних сталей

ДСТ (ГОСТ)	Німеччина (DIN)	Франція (AFNOR)	Велика Британія (BS)	Італія (UNI)	Японія (JIS)	Швеція (SS14)	США (SAE- AISI)
<b>Сталь конструкційна вуглецева звичайної якості загального призначення</b>							
Ст. 3	1.0116 St 37-3	E 24-3	1501Cr.161-360	Fe360 CFN Fe 37-3	-	1312; 1313	A573Cr.58
БСт. 2	1.0028 USt 34 - 2	A 34-2	-	Fe330B FU	SS34	-	-
<b>Сталь конструкційна вуглецева якісна</b>							
Сталь 10	1.1121 Ck 10	XC 10	045M10	C 10	S10C; S9CK	1365	1010
Сталь 15кп	1.0332 StW22	1C	1449 4 HR	Fe P 11	SPHD	-	A624
Сталь 15	1.1141 Ck 15	XC 18	080M15	C15; C16	S15C;S15CK	1370	1015
Сталь 35	1.1183 Cf 35	XC38H1TS	060A35	C36; C38	S 35 C	1572	1035
Сталь 45	1.1193 Cf 45	XC42H1TS	060A47	C46; C43	S 45 C	1672	1045
Сталь 50	1.1213 Cf 53	XC48H1TS	060A52	C53	S 50 C	1674	1050
Сталь 55	1.0535 C 55	-	070M55	C 55	-	1655	1055
Сталь 60	1.0601 C 60	AF70C55	080A62	C 60	-	-	1060
Сталь 12К	1.0345 H1	A 37 CP	1501Cr.161-360	Fe360 2KW	-	1330	A516Cr.65
<b>Сталь конструкційна низьколегована для зварних конструкцій</b>							
14Г2	1.0481 P295GH	A 48 Cp; AP	1501 Gr.224	Fe510-1 KG;KT	SG 365	-	A516Gr.70
15ГФ	1.0562 P355N	FeE 355 KG N	1501 Gr.225 - 490ALT20	FeE 355 KG; KW	SM 490 A; B; C; YA;	2106	A 633Gr.C
17ГС, 17Г1С	1.0570 S355J2G3 St 52-3	E 36-3 E 36-4	Fe510 D1 FF 1449 50/35	Fe 510 C FN	SM 490 A; B; C; YA; YB	2132,2133, 2134,2174	-

Продовження табл. 17.16.

1	2	3	4	5	6	7	8
<b>Сталь конструкційна легована</b>							
15X	1.7015 15Cr	12 C 3	523 M 15	-	SCr 415 (H)	-	5015, 5115
30X	1.7030 28Cr4	-	530 A 30	-	-	-	5130
35X	1.7033 34Cr4	32 C 4	530 A 32	34 Cr 4 (KB)	SCr 430 (H)	-	5132
30Г	1.1170 28Mn6	20 M 5	150 M 28	C 28 Mn	SCMn 1	-	1330
40Г	1.1157 40Mn4	35 M 5, 40 M 5	150 M 36	-	-	-	1035, 1041
35Г2	1.1167 36Mn5	35 M 5	150 M 36	-	SMn438(H)	2120	1335
40XH	1.5711 40NiCr6	-	-	-	-	-	3140
40XH2MA	1.6511 36CrNiMo4	36 CrNiMo 4	817 M 37	38 NiCrMo 4	-	-	4340
38XГНМ	1.6546 40NiCrMo2-2	40 NCD 2	3111-Type 7	40 NiCrMo 2	SNCM 240	-	8740
40X2H2MA	1.6565 40NiCrMo6	-	817 A 37	-	SNCM 439	-	4340, 9850
38X2H2MA	1.6582 34CrNiMo6	34 CrNiMo 8	816 M 40	35NiCrMo6KB	SNCM 447	2541	4337, 4340
<b>Сталь конструкційна теплостійка</b>							
12XM	1.7335 13CrMo4-5	15 CD 3.5	620-440	14 CrMo 3	SFVA F 12	2216	A182-F 11
15XM	1.7337 16CrMo4-4	15 CD 4.5	-	18CrMo4 5KW	-	2216	A387 Gr.12Cl 2

Продовження табл. 17.16.

1	2	3	4	5	6	7	8
<b>Сталь конструкційна підшипникова</b>							
ШХ15	1.3505 100Cr6	100 C 6	2 S 135	100 Cr 6	SUJ 2	2258	52100
ШХ10	1.7034 37Cr4	37 Cr 4	31111-3/1	36 CrMn4	SCr 435 H	-	5135
<b>Сталь конструкційна ресорно-пружинна</b>							
60Г	1.1221 Ck 60	XC 60	080A62	C 60	S58C	1678	1060
55С2	1.5026 55Si7	55 S 7	251 A 58	55 Si 7	-	2085, 2090	9255
60С2	1.5027	60Si7	60 S 7	251 A 60	60 Si 7	-	9260
<b>Сталь інструментальна вуглецева</b>							
У8	1.1625 C80W2	-	BW 1B	-	SKC 3	-	W 1
У10	1.1645 C 105 W 2	C105E2U	-	-	SK 3	-	W 110
У13	1.1663 C 125 W	C120E3U	-	C 120KU	SK 2	-	W 112
<b>Сталь інструментальна легована</b>							
ХВГ	1.2419 105 WCr 6	105 WCr 5	-	107 WCr 5 KU	SKS 2	2140	-
<b>Сталь інструментальна штампова</b>							
X12	1.2080 X210Cr12	X200Cr12	BD 3	X 205 Cr 12 KU	SKD 1	-	D 3
4X5MΦC	1.2343 X38CrMoV5-1	X38CrMoV5	BH 11	X37CrMoV 5 1 KU	SKD 6	-	H 11
4X5MΦ1C	1.2344 X40CrMoV5-1	X40CrMoV5	BH 13	X40CrMoV 5 1 KU	SKD 61	2242	H 13
3X3M3Φ	1.2365 X32CrMoV3-3	32CrMoV12- 28	BH 10	30CrMoV 12 27 KU	-	-	H 10

Продовження табл. 17.16.

1	2	3	4	5	6	7	8
5XB2CФ	1.2542 45WCrV7	45WCrV8	BS 1	45WCrV 8 KU	-	2710	S 1
3X2B8Ф	1.2581 X30WCrV9-3	X30WCrV9	BH 21	X30WCrV93KU	SKD 5	-	H 21
5XHM	1.2713 55NiCrMoV6	55NiCrMoV7	BH 224/5	-	SKT 4	-	L 6
<b>Сталь інструментальна швидкорізальна</b>							
P6M5K5	1.3243 S6-52-5	Z 85WDKCV 06-05-05-04-02	BM 35	HS 6-5-2-5	SKH 55	2723	-
P18	1.3355 S 18-0-1	HS 18-0-1	BT 1	HS 18-0-1	SKH 2	2750	T1
<b>Сталі та сплави корозійно- та жаростійкі, жароміцні, зносостійкі</b>							
08X13	1.1400 X7Cr13	Z6C13; Z3C14	103S17	X6Cr13	SUS403; SUS410S	2301	403; 410 S
08X18H11	1.4303 X5CrNi19 11	Z8CN18 12	305S19	X8CrNi1910	SUS305	-	308; 305
08X16H13M2B	1.4580 X10CrNiMoNb 18 10	Z6CNDNb17.12; Z6CNDNb17.12	-	X6CrNiMoNb17 12	-	-	316Ch

Продовження табл. 17.16.

1	2	3	4	5	6	7	8
<b>Сталь лита</b>							
20ГСЛ	1.1133 20Mn5	20 M 5	120 M 19	G 22 Mn 3 20 Mn 7	SMnC 420	2132	1022,1518
30ГСЛ	1.1165 30 Mn 5	35 M 5	150 M 28	-	SCMn 2	-	1330
27ХГСНМДТЛ	1.1165 30 Mn 5	35 M 5	120 M 36	-	SMn433 H	-	1036
07Х18Т9Л	1.4308 G-X6CrNi18 9	Z6CN18.10M	304C15	-	SCS13	-	-
110Г13Л	1.3401 X120Mn12	Z 120 M 12	-	GX 120 Mn 12	SCMnH 1	2183	A 128 (A)

## ЛЕКЦІЯ № 18. Кольорові метали та сплави

**Мідь та її властивості.** Мідь - метал червоного кольору з гранецентрованою кубічною граткою ГЦК, температурою плавлення 1083°C. Питома вага міді - 8,94 г/см<sup>3</sup>. Механічні властивості міді відносно невисокі. У литому стані міцність міді становить 150-200 МПа, пластичність  $\delta=15-20$  %, у гарячедеформованому стані відповідно 240 МПа і 45 %.

Маркують мідь залежно від наявності в ній домішок: М00 (99,97 % Cu), М0 (99,95 % Cu), М1 (99,9 % Cu), М2, М3, М4 (99,7- 99,5 % Cu). Присутність у міді домішок значно впливає на її властивості.

Домішки міді можна розділити на три групи:

1) домішки, що утворюють з міддю тверді розчини – Ni, Zn, Sb, Sn, Al, Fe, P та ін. Ці домішки різко знижують електро- та теплопровідність міді, крім того, затруднюють гарячу обробку тиском;

2) домішки, практично нерозчинні у міді (Pb, Bi та ін.), утворюють з нею легкоплавку евтектику. На електропровідність міді ці домішки не здійснюють значного впливу, але утруднюють гарячу обробку тиском та можуть викликати холодноламкість міді;

3) домішки кисню та сірки утворюють з міддю крихкі хімічні сполуки. Майже не впливають на електропровідність. Сірка покращує обробку різанням, а кисень може підвищити крихкість.

Мікроструктура деформованої і відпаленої міді складається з рівновісних зерен з наявністю двійників. Структура та властивості міді істотно залежать від присутності домішок (особливо S, O<sub>2</sub>, Bi, Pb).

Сірка практично нерозчинна в міді і при температурі 1067 °C утворює крихку евтектику. Вона різко знижує пластичність міді при деформуванні в холодному стані. Кисень з міддю утворює закис міді Cu<sub>2</sub>O. При вмісті кисню 0,39 % утворюється крихка подвійна евтектика (Cu+Cu<sub>2</sub>O), яка виділяється по границях зерен міді. Під мікроскопом Cu<sub>2</sub>O виявляється у вигляді світлих включень.

Вісмут рідко зустрічається у міді і є дуже шкідливою домішкою. Він не розчиняється в міді, а утворює легкоплавку евтектику з температурою плавлення 270°C. Вісмут - крихкий метал і його виділення по границях зерен міді призводить до холодноламкості. Свинець утворює з міддю легкоплавку евтектику, яка складається з чистого свинцю та має температуру плавлення 327 °C. Свинець не призводить до холодноламкості міді як вісмут, але через низьку температуру плавлення евтектики викликає червоноламкість.

Мідь має високу корозійну стійкість в атмосферних умовах, у прісній та морській воді та інших агресивних середовищах, але низьку стійкість проти сірчаних газів та аміаку. Мідь — метал з високими показниками пластичності, тому вона легко оброблюється тиском, але погано різанням та має невисокі ливарні властивості через велику усадку. Мідь погано зварюється, але легко паяється. Чиста мідь має найбільшу (після срібла) електро- і теплопровідність, високу корозійну стійкість. Застосовується вона як провідниковий матеріал в електротехнічній промисловості та інших галузях народного господарства. Випускається у вигляді напівфабрикату: листа, прутка, смуги, труби та дроту. Як конструкційний матеріал мідь застосовується рідко через невисокі механічні властивості.

### ***Латуні, їх структура, хімічний склад. Маркування та використання***

**Латуні** - це подвійні або багатокомпонентні сплави міді, у яких основним легуючим елементом є цинк (до 45 %). При більшому вмісті цинку в латуні знижується міцність і зростає крихкість. Вміст інших легуючих елементів у спеціальних латунях не перевищує 7-9 %.

Маркують латуні літерою Л, після якої цифрою вказують вміст міді у відсотках (наприклад, сплав Л62 містить 62 % Cu і 38 % Zn). Якщо у складі латуні окрім міді і цинку є ще інші елементи, то для їхнього позначення після літери Л пишуть початкові літери назв цих елементів (О - олово, С - свинець, Ж - залізо, Ф - фосфор, Н - нікель, А - алюміній). Процент вмісту кожного з цих елементів показують відповідні цифри, які стоять після кількісного показника міді в латуні. Наприклад, сплав ЛАЖ60-1-1 містить 60 % Cu, 1 % Al, 1 % Fe і 38% Zn.

У техніці широко застосовуються подвійні або багатокомпонентні сплави на основі міді, в яких основним легуючим елементом є цинк. Порівняно з міддю латуні мають більшу міцність, корозійну стійкість, краще обробляються різанням та тиском, мають вищі ливарні властивості. У промисловості використовуються латуні, що містять цинку до 45%. Це пояснюється тим, що із збільшенням вмісту цинку спочатку міцність і пластичність латуні ростуть, але при вмісті цинку 30% пластичність починає падати і різко зменшується при вмісті цинку близько 42-45%. Міцність досягає свого максимуму при 45% цинку і далі із збільшенням вмісту цинку також падає (рис. 18.1).

Вміст легуючих елементів у спеціальних латунях не перевищує 7- 9 %. Практичне застосування знаходять як однофазні латуні з вмістом цинку до 39%, так двофазні - з вмістом цинку від 39 до 45%.



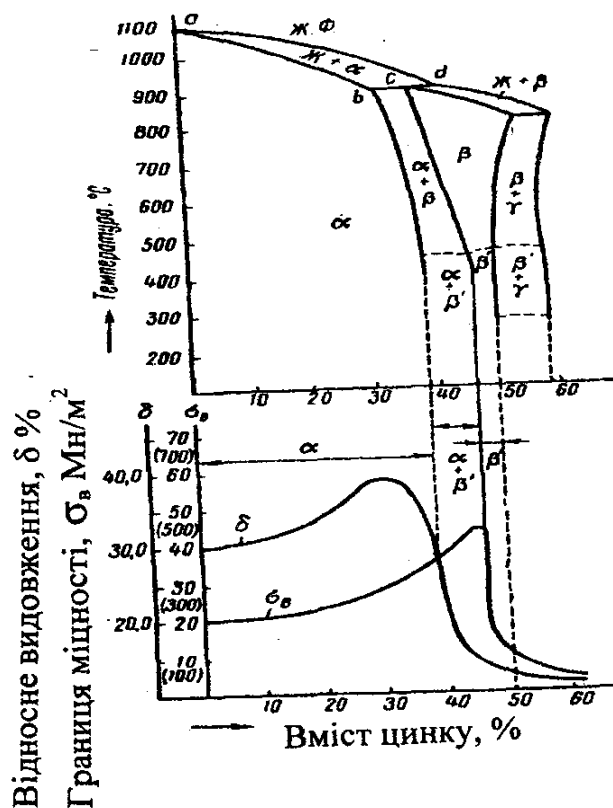


Рис. 18.1. Діаграма стану "мідь-цинк" і графік впливу цинку на механічні властивості латуні [34]

З діаграми стану «мідь - цинк» видно, що розчинність цинку в міді при 20 °С становить 39% , а при 904 °С вона знижується до 32 %. При вмісті цинку до 39 % буде однофазна латунь. Структура такої латуні складається з однорідного твердого розчину цинку в міді ( $\alpha$ -фаза)  $\alpha$  – латуні (рис. 18.2,а). Зі збільшенням вмісту цинку з'являється друга фаза, що являє собою твердий розчин цинку в електронному з'єднанні  $\text{Cu}_2\text{Zn}$  і  $\beta$ -фазою (твердий розчин на базі з'єднання  $\text{CuZn}$ , ОЦК гратка) з електронним типом зв'язку ( $3/2$ =число електронів/число атомів)), яка є твердою і крихкою структурною складовою. Структура латуней, що містять цинку 39 - 45%, буде складатися з твердого розчину цинку в міді ( $\alpha$  - фаза), оточеного твердим розчином  $\text{CuZn}$  ( $\beta$ - фаза) (рис. 18.2,б).

Двофазні латуні називають  $\alpha + \beta$  -латунями. Наявність у структурі міцнішої і твердішої  $\beta$  - фази сприяє підвищенню міцності латуні, проте різко знижує її пластичність. Тому однофазні латуні використовують для обробки тиском, а двофазні — різанням.

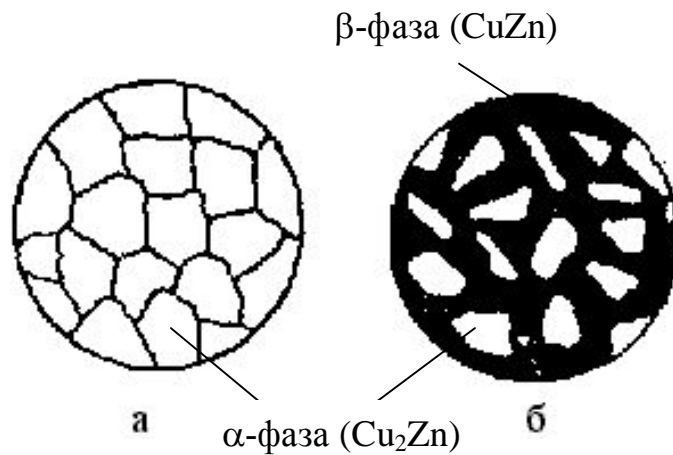


Рис. 18.2. Структура латуней з вмістом цинку до 39% (а) та 39-45 % (б) [24]

Отже, за технологічними ознаками латуні, як і всі сплави кольорових металів, діляться на дві групи: литі та деформівні. Литі латуні призначені для виготовлення фасонного литва і поставляються вони у вигляді чушок (табл. 18.1.). Деформівні латуні випускаються у вигляді простих латуней, наприклад Л90 (томпак), Л80 (напівтомпак) і складних латуней, наприклад ЛАЖ60-1-1, ЛС63-3 та ін. Латуні поставляють у вигляді напівфабрикатів – дроту, прутка, стрічки, смуги, листа, труби та інших прокатних та пресованих виробів. Латуні широко використовуються у загальному та хімічному машинобудуванні.

На рис. 18.2 зображені структура і схема однофазної та двофазної латуней. У промисловості застосовуються спеціальні латуні, які, крім цинку, містять алюміній, свинець, олово тощо. Алюміній і нікель, присутні одночасно в сплаві, підвищують міцність і твердість латуней після термічної обробки, але алюміній ускладнює пайку латуней. Однак нікель і марганець збільшують міцність і корозійну стійкість латуней. Свинець поліпшує антифрикційні властивості і оброблюваність різанням, але одночасно надає крихкість однофазним латуням при підвищених температурах.

Це пояснюється тим, що свинець в  $\alpha$ -латунях розміщується по границях зерен і при високих температурах плавиться, що різко знижує міцність цих латуней при обробці їх тиском у гарячому стані, оскільки сприяє червоноламкості латуней. У двофазних латунях при нагріванні до однофазної області  $\beta$  в результаті перекристалізації  $\alpha \rightarrow \beta$  свинець знаходитиметься всередині зерна і тому не впливатиме на обробку тиском цих латуней в гарячому стані. Шкідливими домішками латуней є вісмут і сурма, що викликають червоноламкість латуней.

### 18.1. Механічні властивості та призначення латуней [34]

Марка	Міцність, МПа	Відносне видовження, %	Твердість, НВ	Призначення
<b>Деформівні латуні</b>				
Л90	260	45	53	Деталі трубопроводів, фланці, бобишки
Л80	320	52	53	
Л68	320	55	55	Теплообмінна апаратура, що працює при 250°C
<b>Литі латуні</b>				
ЛС59-1Л	200	20	80	Втулки, арматура, фасонне литво
ЛС63-3	350	8	80	Антифрикційні деталі - підшипники, втулки
ЛМцЖ55-3-1	500	10	100	Теплообмінна апаратура, що працює при 300°C
ЛА67-2,5	400	15	90	Корозійностійкі деталі
ЛАЖ-60-1-1	650	7	160	Черв'ячні гвинти, що працюють у важких умовах

*Корозійна стійкість латуней.* Олово, алюміній і нікель підвищують корозійну стійкість латуней. Латуні ЛО70-1 (Cu=70%, Sn=1%, Zn=29%), ЛО62-1 (Cu=62%, Sn=1%, Zn=37%) називають морськими латунями.

Алюмінієву латунь ЛА77-2 (Cu=77%, Al=2%, Zn=21%) використовують для конденсаторних трубок, тому що вона має високу стійкість у морської воді. Нікелеву латунь ЛН 65-5 (Cu=65%, Ni=5%, Zn=30%), яка має підвищену корозійну стійкість, використовують для конденсаторних і манометричних трубок.

***Бронзи - їх хімічний склад, структура та властивості. Маркування та використання***

***Бронзи*** - це сплави міді з оловом, алюмінієм, марганцем, кремнієм, берилієм, свинцем (крім цинку). Залежно від основного легуючого

елемента, бронзи називають олов'янистими, алюмінієвими, берилієвими та ін. Для підвищення механічних і особливих властивостей бронзи додатково легують Fe, Ni, Ti, Zn, P, для підвищення корозійної стійкості - Mn, пластичності - Ni, міцності - Fe, оброблюваності різанням - Pb.

Маркується бронза таким чином: літери Бр. означає «бронза», наступні літери вказують на наявність легуючих елементів - О - олово, Мц - марганець, Ж - залізо, Ф - фосфор, Б - берилій, Ц - цинк, А - алюміній, С - свинець тощо. Після цього цифрами вказують середній вміст елементів у відсотках (вміст міді цифрами не вказують). Наприклад, бронза марки Бр.ОФ10-1 має наступний хімічний склад: Sn = 10%, P = 1, Cu - решта (89%); БрОЦ4-3 означає, що бронза містить 4 % олова і 3 % цинку, решта - мідь; БрОЦС5-5-5 - бронза містить олова, цинку і свинцю по 5 %, решта - мідь.

Бронзи мають високу корозійну стійкість і добре обробляються різанням. Більшість з них має хороші ливарні властивості, а також антифрикційні властивості, тобто добре працюють в умовах тертя.

*Олов'янисті бронзи.* У промисловості використовуються олов'янисті бронзи із вмістом олова до 14 %. Вони мають високі механічні, пружні і антифрикційні властивості, добре обробляються різанням та ллються. З діаграми стану «мідь - олово» (рис. 18.3) та структури, наведеної на рис. 18.4, видно, що такі сплави складаються з однорідного твердого розчину олова і міді. Однак високу пластичність має бронза, що містить тільки до 5% олова. Це пояснюється тим, що при вмісті олова понад 5 % сплави стають більш схильними до дендритної ліквідації у зв'язку із значним температурним інтервалом між лініями ліквідус і солідус.

Схематично структуру такого сплаву можна зобразити так, як показано на рис. 18.4, а. Така різномірда структура забезпечує хороші антифрикційні властивості бронзи і застосовується як підшипниковий сплав для вкладишів підшипників ковзання. Якщо таку бронзу піддати дифузійному відпалу при температурі 700 - 750° С, то відбудеться вирівнювання хімічного складу і структура являтиме собою однорідний твердий розчин (рис. 18.4, б). Антифрикційні властивості такої бронзи будуть низькі.

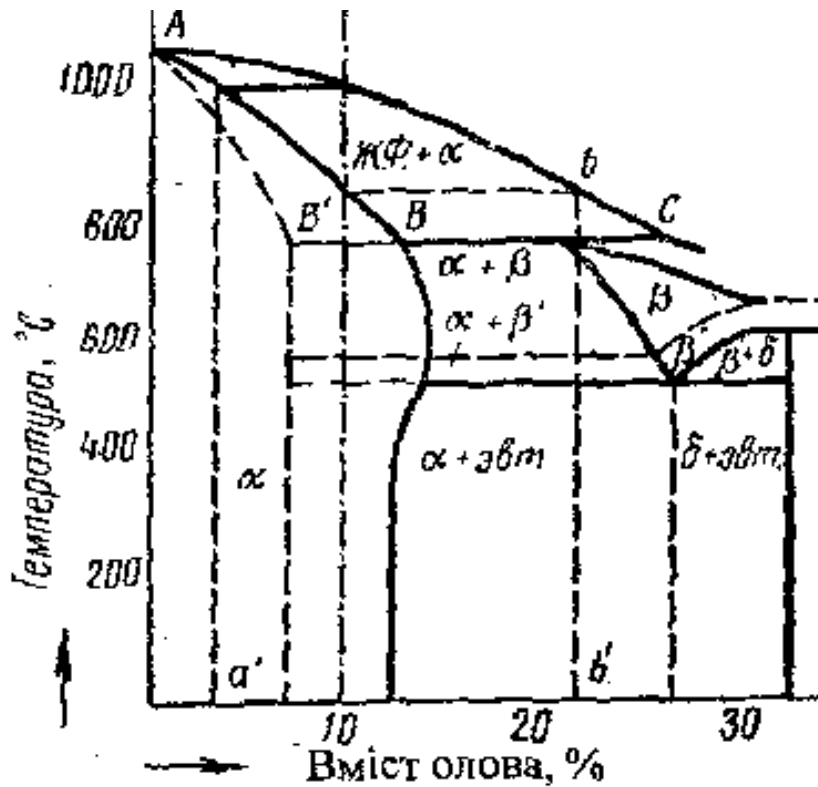


Рис. 18.3. Діаграма стану сплаву «мідь-олово» [34]

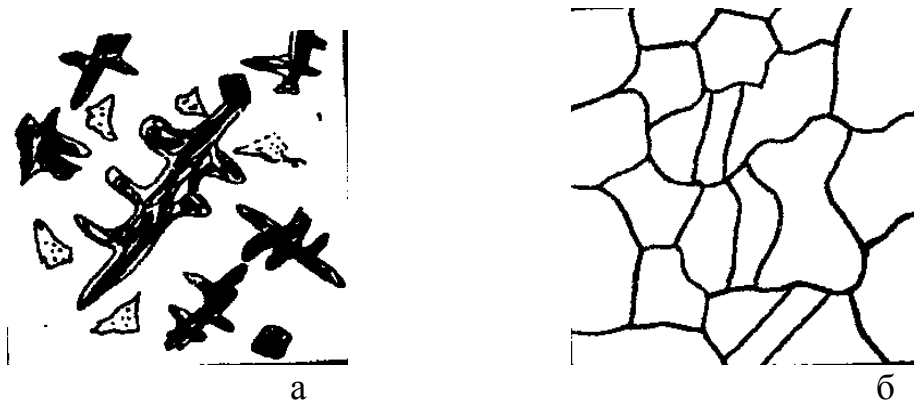


Рис. 18.4. Схема мікроструктури бронзи Бр.ОЦ-10-2 після лиття (а) та кування і дифузійного відпалу (б) [34]:

а - дендрити твердого розчину; б - однорідні зерна  $\alpha$ -твердого розчину (твердий розчин атомів олова в кристалічній ґратці міді)

Бронза марки Бр.О10, що містить до 10% олова (решта Cu), має структуру, що складається з  $\alpha$ -фази (твердий розчин атомів олова у кристалічній ґратці міді) і евтектоїда  $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$  у вигляді світлих ділянок зернистої будови (рис. 18.5).

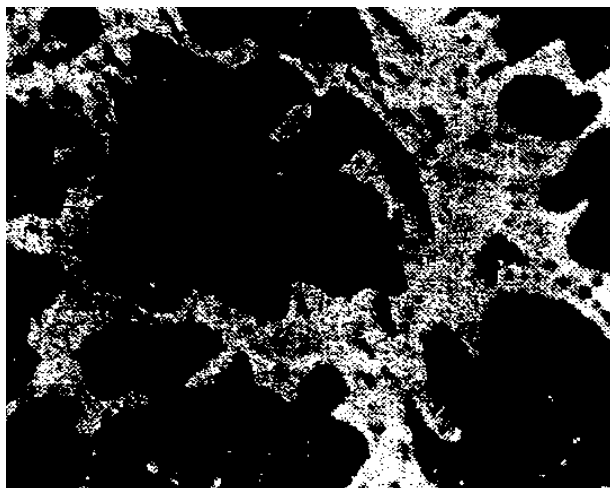


Рис. 18.5. Мікроструктура бронзи Бр010 [35]

Олов'яністі бронзи легують Zn, P, Pb, Ni та іншими елементами. Цинк покращує технологічні властивості бронзи і робить її дешевшою. Фосфор покращує рідкотекучість сплаву, міцність, пружність і антифрикційні властивості. Нікель підвищує механічні властивості, корозійну стійкість та щільність зливок і зменшує ліквіацію. Із олов'янистих бронз виготовляють підшипники ковзання, арматуру, що працює у воді й парі під тиском до 25 ат, зубчасті колеса, стрічки, штаби, дріт діаметром 0,1-12 мм.

*Свинцеві бронзи* (Бр.С30) відрізняються високими антикорозійними властивостями, теплопровідністю (в чотири рази вища за олов'яністі бронзи). Застосовують їх для навантажених підшипників з великими питомими навантаженнями. Як сплави для вкладишів підшипникових механізмів, працюючих з великими швидкостями і при підвищеному тиску, застосовується свинцева бронза із вмістом свинцю близько 30%. Мідь зі свинцем утворює просту механічну суміш і не утворює твердих розчинів і хімічних сполук. Отже, структура свинцевої бронзи (рис. 18.6) складатиметься із зерен міді (тверда і досить пластична структурна складова - світлий фон) і темних включень свинцю, переважно розташованого по границях зерен (м'яка структурна складова).

Основним недоліком олов'янистих бронз є їх висока вартість. Замінником олов'янистої бронзи є алюмінієва з вмістом алюмінію до 11%. У промисловості застосовується одно- і двофазна алюмінієва бронза. Безолов'яністі бронзи містять алюміній, залізо, марганець, берилій, свинець та різні сполуки цих металів.



Рис. 18.6. Мікроструктура бронзи марки Бр.С30 [35]

Алюмінієві бронзи містять 4 - 11% алюмінію. Вони мають високу корозійну стійкість, механічні та технологічні властивості. Ці бронзи добре обробляються тиском в гарячому стані, а при вмісті алюмінію до 8% - і в холодному стані. Бронзи, що містять 9-11% алюмінію, а також залізо, нікель, марганець, зміцнюються термічною обробкою - загартування та відпуск. Найбільш піддається загартуванню Бр.АЖН10-4-4, яка після загартування з 980 °С та відпуску при 400 °С підвищує твердість з 200 до 400 НВ. Алюмінієві бронзи при вмісті алюмінію до 9,8% мають однофазну структуру твердого розчину атомів алюмінію у кристалічній ґратці міді ( $\alpha$ -фаза). При вмісті алюмінію від 9,8 до 16% крім твердого розчину  $\alpha$  утворюється ще й евтектоїд.

На рис. 18.7 зображено мікроструктуру бронзи Бр.А10 у литому стані (а), після пресування (б) і гартування (в). Вона складається з твердої  $\alpha$ -фази (світлі ділянки) і евтектоїду  $\alpha+\gamma$  (темні ділянки).

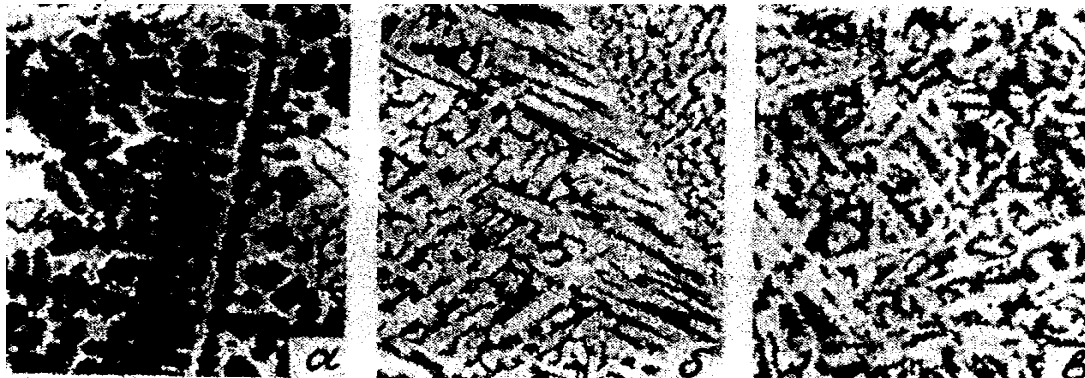


Рис. 18.7. Мікроструктура бронзи Бр.А10 [35]:

а – в литому стані; б – після пресування; в – після гартування;

З алюмінієвих бронз виготовляють пружини, поковки, арматуру, черв'ячні та зубчасті колеса, втулки, трубки, стрічки, штаби, прутки діаметром 16-120 мм, монети тощо.

Марганцевисті бронзи Бр.МЦ5 мають порівняно невисокі механічні властивості, але високу пластичність і стійкість проти корозії, а також зберігають механічні властивості при підвищених

температурах.

*Берилієві бронзи* після термічної обробки мають високі механічні властивості, наприклад Бр.Б2 має міцність 1250 МПа, твердість НВ 350, високу корозійну та теплостійкість. З берилієвих бронз виготовляють деталі особливо відповідального призначення.

*Кремністі бронзи* (Бр.КН1-3, Бр.КМц3-1) застосовують як замітники дорогих берилієвих бронз.

Марки, властивості та призначення бронз наведені у табл. 18.2.

### 18.2. Механічні властивості та призначення бронз [34]

Марка	Міцність, МПа	Відносне видовження, %	Твердість, <b>НВ</b>	Призначення
<b>Бр.ОЦН7-5-1</b>	210	5	60	Деталі арматури (клапани, задвижки, крани), що працюють на повітрі, у воді, маслі, паливі, парі
Бр.ОЦС5-5-5	180	4	60	Антифрикційні деталі і арматура
Бр.АЖ9-4 Бр.АЖ9-4Л	500-700 350-450	4-6 8-12	160 90-100	Арматура трубопроводів для різних середовищ (крім морської води)
<b>Бр.АМц9-2Л</b>	400	20	80	Деталі, що працюють в морській воді (гвинти, лопасті)
Бр.Б2	900-1000	2-4	70-90	Пружини, пружинні контакти приладів тощо
Бр.Амц10-2 Бр.ОФ10-1	500 250	12 1-2	110 100	Підшипники ковзання

### ***Алюміній та його сплави, (структура, маркування, властивості та використання)***

**Алюміній** - легкий метал, який кристалізується в кубічну гранецентровану гратку К12 і не має алотропічних (поліморфних) перетворень. Характерними властивостями алюмінію є: мала питома вага  $\gamma = 2,72 \text{ г/см}^3$  ( $27,2 \text{ кН/м}^3$ ) – у три рази легший за сталь; висока пластичність (відносне видовження) деформованого і відпаленого алюмінію  $\delta = 35-40\%$ , низька твердість НВ25 і границя міцності  $\sigma_b = 80 - 100 \text{ МПа}$ ; границя текучості  $\sigma_T = 30 \text{ МПа}$ ; низька температура плавлення  $t = 658^\circ\text{C}$ . Алюміній володіє високою тепло- і електропровідністю (електропровідність відпаленого алюмінію складає близько 62 % від електропровідності відпаленої міді марки



M1); має високу корозійну стійкість.

Алюміній володіє високою стійкістю проти атмосферної корозії, деяких рідких та інших середовищ, наприклад проти дії концентрованої азотної кислоти, повітря, забрудненого сірчистими газами і т. д. Стійкість алюмінію проти атмосферної корозії приблизно в 20 разів більша стійкості сталі. Однак треба пам'ятати, що алюміній легко руйнується при дії лугу, соляної кислоти і деяких інших мінеральних кислот. Висока корозійна стійкість алюмінію пояснюється утворенням на його поверхні щільної і міцної окисної плівки  $Al_2O_3$ , що захищає метал від корозії. Корозійна стійкість залежить від наявності домішок: чим чистіший алюміній, тим вища його корозійна стійкість.

#### ***Постійні домішки та їх вплив на властивості алюмінію***

До постійних домішок алюмінію належать залізо (0,0015 - 1,1 %), кремній (0,0015 - 1,0 %), мідь (0,001 - 0,05 %) і марганець.

*Залізо* практично не розчиняється в алюмінії. При малому вмісті заліза в структурі алюмінію з'являється евтектика Al- $Al_3Fe$ . Вона містить лише 1,7% заліза, тому типова структура евтектики не спостерігається. Структура складається з алюмінію і темних включень  $Al_3Fe$  у вигляді голок, що є надрізами в металі. Тому залізо знижує пластичні властивості алюмінію. Воно зменшує також корозійну стійкість алюмінію. У подвійних алюмінієвих сплавах залізо зустрічається у вигляді інтерметалевого з'єднання  $FeAl_3$ , яке погіршує корозійну стійкість, механічні властивості та оброблюваність алюмінію тиском. Тому залізо є шкідливою домішкою алюмінієвих сплавів, і тільки в деякі алюмінієві сплави спеціального призначення вводять підвищену кількість заліза (до 1,6%) як легуючого елементу.

*Кремній* з алюмінієм не утворює інтерметалідних з'єднань. Розчинність кремнію в алюмінії при нормальних умовах дуже мала, а тому в подвійних алюмінієвих сплавах кремній може зустрічатися в чистому вигляді.

*Мідь* у вказаних кількостях розчиняється в кристалічній ґратці алюмінію, утворюючи з ним твердий розчин заміщення. Розчиняючись в алюмінії, мідь підвищує міцність, не знижуючи корозійної стійкості алюмінію.

*Марганець* потрапляє в алюміній при його виплавці з використанням відходів переробних цехів. Його вміст в первинному алюмінії мізерний. Марганець збільшує розмір зерна при відпалюванні алюмінію після деформації, що пояснюється його ліквідацією. Для зменшення цього дефекту в алюмінії вводять до 0,2 % титану. Вміст марганцю не повинен перевищувати 0,03 %.

Найбільш чистий алюміній містить 99,996% А1. Використання чистого алюмінію як конструкційного матеріалу обмежене через низьку міцність і твердість.

Залежно від вмісту домішок розрізняють марки алюмінію: А999 (0,001 % домішок), А995 (0,005 % домішок), А99 (0,010 % домішок), а також А97, А95.

### Сплави алюмінію

Алюмінієві сплави, придатні для кування (ковочні), позначають літерами АК, для лиття - АЛ, а цифра — порядковий номер сплаву.

Мала питома вага, висока корозійна стійкість, високі показники питомої (відносної) міцності та прекрасний зовнішній вигляд алюмінієвих сплавів забезпечують їм широке використання в усіх областях техніки як конструкційного матеріалу. Питома міцність, тобто відношення границі міцності до питомої ваги алюмінієвих сплавів, значно вище питомої міцності вуглецевих і легованих сталей.

Всі алюмінієві сплави залежно від технології виготовлення з них напівфабрикатів і деталей діляться на дві групи: ливарні і деформівні.

На рис. 18.8 показано розподіл сплавів залежно від вмісту легуючого елемента та місця на діаграмі стану.

#### ***Ливарні сплави алюмінію***

Ливарні сплави, крім високих механічних властивостей, повинні:

- 1) володіти достатньою рідкотекучістю, тобто добре заповнювати ливарні форми;
- 2) не мати схильності до ліквації (зональної, дендритної), тобто отримувати сплав однорідного хімічного складу за об'ємом всього зливку і перерізом окремих дендритів;
- 3) утворювати щільні безпористі відливки;
- 4) не утворювати тріщин при кристалізації;
- 5) мати малу усадку, тобто невелике зменшення об'єму при переході його з рідкого стану в твердий і при подальшому охолодженні до нормальних температур.

Ливарні властивості сплавів залежать від характеру кристалізації, яка визначається типом діаграми стану. Чим більший інтервал між температурами початку й кінця кристалізації, тим гірші ливарні властивості сплавів. Кращі ливарні властивості мають сплави евтектичного складу, а гірші - тверді розчини, що кристалізуються в широкому інтервалі температур.

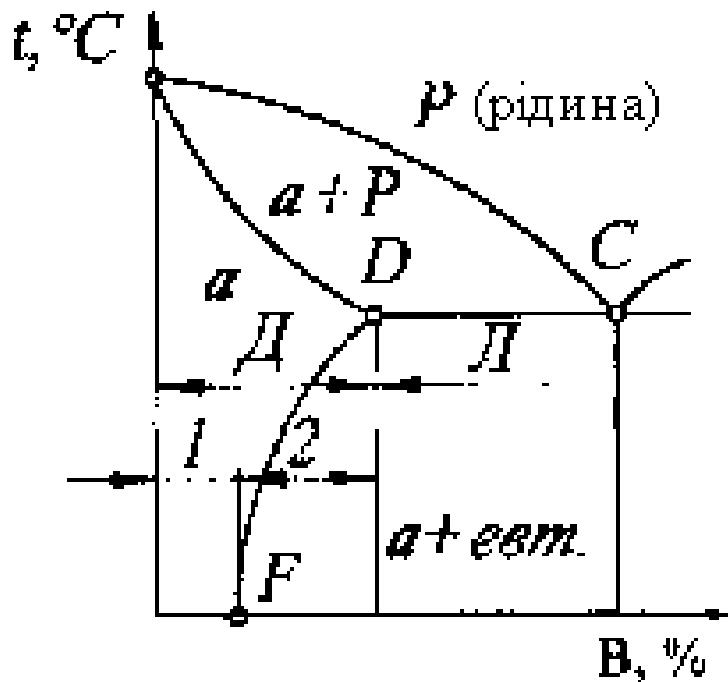


Рис. 18.8. Типова діаграма стану алюміній-легувальний елемент В [5]:  
 Д – деформовані сплави; Л-ливарні сплави;  
 1- сплави, що не зміцнюються термообробкою;  
 2 - сплави, що зміцнюються термообробкою

У ливарних сплавах обмежується вміст постійних домішок і, зокрема, заліза, тому що воно утворює крихкі інтерметалідні фази. Розмір і характер їх розподілу у виливку залежить від швидкості охолодження при кристалізації. Чим вища швидкість кристалізації, тим дрібніші ці частинки, більш рівномірно вони розподілені за об'ємом і тим менший їх негативний вплив на властивості. Тому при литті сплавів у металеву форму допускається більш високий вміст заліза, ніж при литті в земляну форму.

Ливарні сплави алюмінію, як правило, маркуються літерами АЛ (алюмінієвий ливарний сплав), після яких ставиться число, що показує порядковий номер сплаву і не має ніякого зв'язку зі складом і властивостями сплаву.

До ливарних належать наступні алюмінієві сплави:

- алюмінію з кремнієм при вмісті кремнію від 4 до 13%;
- алюмінію з міддю при вмісті її більше 8%;
- алюмінію з магнієм.

Хімічний склад та властивості ливарних алюмінієвих сплавів показані в табл. 18.3. Найбільш поширеними в машинобудуванні ливарними сплавами є силуміни - сплави алюмінію з кремнієм (АІ -

Si), подвійні і більш складні, для яких характерні малі температурні інтервали кристалізації (нуль для евтектичного складу) і високі ливарні властивості. Для фасонного литва застосовують також сплави на основі систем Al - Cu; Al - Mg; Al— Si - Mg; Al - Si - Cu та інші складні сплави.

***Силуміни, їх хімічний склад, властивості, структура. Маркування і використання***

**Силумінами** називаються сплави алюмінію з кремнієм (Si = 6-14%). Вони відзначаються високою рідкотекучістю, малою лінійною усадкою (0,9-1,2 %) й низькою схильністю до утворення тріщин. Добрі ливарні властивості зумовлені високою часткою евтектики у їх складі. До складу більшості марок силумінів, крім кремнію, як основного легуючого елемента, входять марганець (0,2-0,6 %), магній (0,2-0,55 %), а також титан (0,1-0,3 %). Розчиняючись в алюмінії, легуючі елементи збільшують міцність і твердість силумінів. Водночас марганець підвищує антифрикційні властивості, а титан виконує роль модифікатора.

Найбільше можна покращити механічні властивості силумінів, подрібнюючи їх структуру. З цією метою до рідкого розчину сплаву перед його розливанням додають невелику кількість натрію у сполуках NaF + NaCl. Окрім модифікуючої дії натрій зсуває вправо евтектичну точку системи Al—Si, внаслідок чого заевтектичні силуміни переходять в доевтектичні. Силуміни використовують для виготовлення мало- й середньо навантажених литих деталей часто складної конфігурації.

Діаграма стану силумінів показана на рис. 18.9.

Найпоширенішими марками силумінів є АК12, АК9, АК8, АК7. Літерою А позначено, що сплав алюмінієвий, літерою К — кремній. Число після літери К показує середню масову частку кремнію в %.

Структура силумінів складається із твердого розчину  $\alpha$  і евтектики  $\alpha$ +Si. Кремній в евтектиці має вигляд великих голок (рис. 18.10а,в). Для подрібнення евтектики в силумін перед розливанням додають як модифікатор до 0,1% натрію.

18.3. Хімічний склад та властивості литих алюмінієвих сплавів [ГОСТ 2685-75]

Марка сплаву	Хімічний склад, % мас.				Спосіб лиття <sup>1</sup>	Вид термічної обробки <sup>2</sup>	Механічні властивості		
	Si	Cu	Mg	Інші елементи			$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
АЛ2	10-13	-	-		3	-	180	6	50
АЛ4	8,0-10,5	-	0,17-0,30	0,2-0,5Mn	3,О,В,К,Д,3М,ОМ,ВМ	- Т6	150 230	2 3	50 70
АЛ9	6,0-8,0	-	0,20-0,40		3, О, В, К, 3М,ОМ,ВМ	- Т6	160 230	2 1	50 70
АЛ3	4,0-6,0	1,5-3,5	0,20-0,80	0,2-0,8Mn	3	Т6	-	-	-
АЛ5	4,5-5,5	1,0-1,5	0,35-0,60	-	3	Т6	-	-	-
АЛ6	4,5-6,0	2,0-3,0	-	-	3	Т6	240	4	80
АЛ11	6,0-8,0	-	0,1-0,3	10-14 Zn	3	Т6	-	-	-
АЛ7	-	4-5	-	-	3	Т6	280	2	95
АЛ12	-	9-11	-	-	3	Т6	200	1	70
АЛ8	-	-	9,3-10,0		3, О, В, К	Т4	300	15	75
АЛ27-1	-	-	9,5-10,5	0,05-0,15Ti 0,05-0,20Zr 0,05-0,15Be	3,О,К,Д	Т4	300	15	75
АЛ19	-	4,50-5,30	-	0,6-1,0Mn 0,15-0,30Ti	3, О, В, К	Т4 Т5	300 340	8 4	70 90
АЛ1	-	3,75-4,50	1.25-1.75	1,75-2,25Ni	3, О, В, К	Т5	210	0,5	95

Примітки: 1. Позначає наступні види лиття: 3 - земля; О - оболонкові форми; В - моделі, що виплавляються; К - кокиль; Д - лиття під тиском; М - сплав при литті модифікується. 2. Позначає наступні види термічної обробки: Т4 - гартування; Т5 - гартування та часткове старіння; Т6 – гартування та повне старіння до максимальної твердості

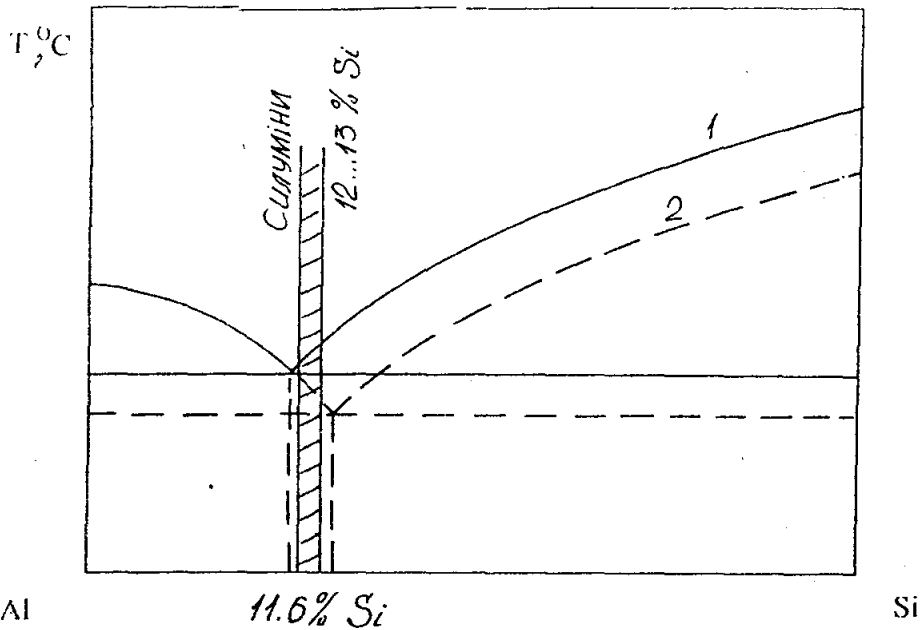


Рис. 18.9. Діаграма стану сплавів Al-Si та схема впливу модифікування на кристалізацію в системі Al – Si [36]:  
1 - без модифікування, 2 - після модифікування

Мікроструктура модифікованого силуміну складається із світлих ділянок твердого розчину  $\alpha$  і дрібнодисперсної евтектики  $\alpha+Si$  (рис. 18.10,б,г).

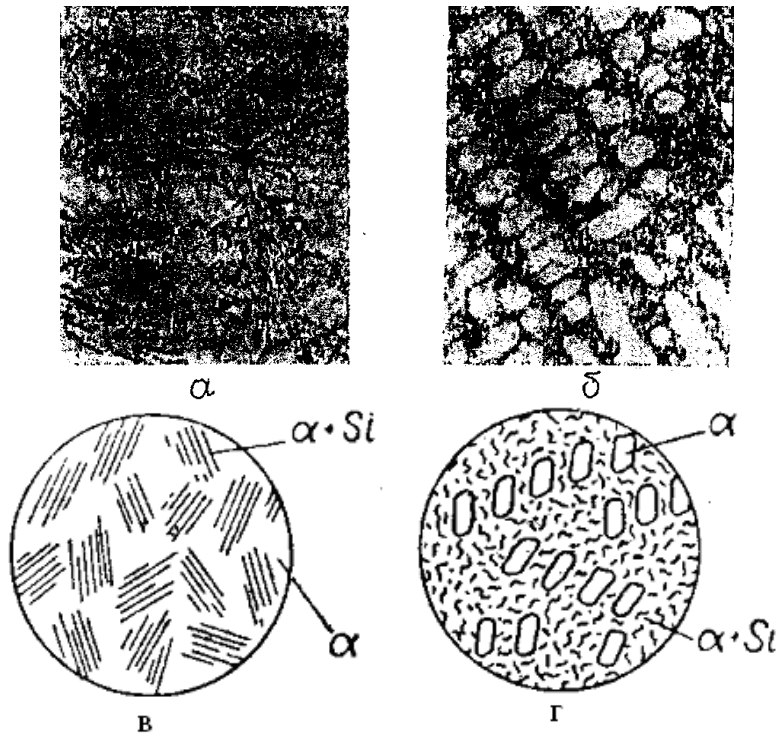


Рис. 18.10. Мікроструктура (а, б) та схема структури (в, г) силуміну [13, 34]:  
а,в – до модифікації; б, г – після модифікації

### ***Мікроструктура та властивості сплаву АЛ2***

Сплав АЛ2 - силумін з вмістом кремнію, близьким до евтектичного (10-13%). Евтектика в системі А1 - Si утворюється при вмісті кремнію 11,6 % і складається із кристалів  $\alpha$  - твердого розчину кремнію в алюмінії і кристалів кремнію ( $\alpha + Si$ ), рис. 18.10. Сплав АЛ2 залежно від вмісту кремнію може складатися з евтектики і невеликої кількості надлишкової фази  $\alpha$  або Si. Так, у сплаві з 12 % Si (заевтектичний) структура складається з кристалів кремнію (білого кольору) і евтектики ( $\alpha + Si$ ) грубої будови, в якій кремній знаходиться у виді великих голок. Силумін із такою структурою має низькі механічні властивості. Якщо в рідкий сплав перед його кристалізацією ввести невелику кількість (0,01 - 0,02 %) натрію, то це приводить до подрібнення включень кремнію і значного підвищення механічних властивостей силуміну. Цей процес штучного регулювання розмірів і форми кристалів називається модифікуванням. При модифікуванні точка евтектики зміщується до більш високих концентрацій кремнію і евтектичний сплав АЛ2 стає доевтектичним. Структура його складається з первинних дендритів  $\alpha$  - твердого розчину (світлий фон) і дрібної (дисперсної) евтектики  $\alpha + Si$  (темний фон). Сплав АЛ2 термічній обробці не піддається.

*Мідні силуміни*, крім алюмінію містять 4 - 22 % кремнію, 1-8 міді, а також 0,2-1,3 Mg, 0,2-0,8 Mn і 0,1-0,3 % Ti. Порівняно з силумінами вони мають трохи гірші ливарні властивості, але кращі механічні. Їх марки АК5М, АК8М, АК12М2MgH та ін. Числа після літер К, М, Н і Mg показують середню масову частку (в %) кремнію, міді, нікелю і марганцю відповідно. Коли число після літери відсутнє, масова частка елемента становить близько 1 %. Серед мідних силумінів важливим є сплав марки АК8М, що містить близько 8 % Si, 1 % Cu, а також Mg, Mn, Ti (0,3-0,4 % кожного). Серед мідних силумінів окремої уваги заслуговує сплав марки АК8М, що містить близько 8 % Si, 1 % Cu, а також Mg, Mn, Ti (0,3-0,4 % кожного). Мідь і магній, що мають змінну розчинність в алюмінії, сприяють зміцненню сплаву під час термообробки: гартування і штучного старіння. Сплав АК8М має добру зварюваність й корозійну тривкість. З мідних силумінів виготовляють корпуси компресорів, головки та блоки циліндрів автомобільних двигунів.

*Сплав АЛ6* — низькремнистий силумін, що містить 4,5-6,0 % Si з добавками міді. Основою цього силуміну є система А1 - Si - Cu (алюміній - кремній - мідь). Мікроструктура сплаву АЛ6 складається з кристалів  $\alpha$ -твердого розчину, подвійної та потрійної евтектики. Через невелику кількість евтектичної складової вилівки з сплаву АЛ6

не піддаються зміцнюючій термічній обробці.

*Сплав АЛ9* - низькокремнистий силумін (6,0-8,0% Si) з добавками магнію. Основою магнієвих силумінів є система Al - Si - Mg. Основними структурними складовими є первинні кристали  $\alpha$  з подвійною евтектикою  $\alpha + \text{Si}$ , а також вторинні кристали  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , що виділяються з твердого розчину. При нерівноважній кристалізації виділяється також потрійна евтектика. Сплав АЛ9 піддається загартуванню і старінню. У структурі загартованого сплаву присутні скоагульовані частинки кремнію евтектичного походження і компактні включення нерозчинної складової (Al, Mn, Fe, Si). Силіцид  $\text{Mg}_2\text{Si}$  повністю переходить у  $\alpha$ -твердий розчин і забезпечує зміцнення сплаву при наступному старінні.

### **Термічна обробка алюмінієвих ливарних сплавів - силумінів**

Термічна обробка алюмінієвих ливарних сплавів (силумінів) складається з загартування і штучного старіння. Однак тривалість витримки при нагріванні під загартування збільшується порівняно з дюралюмінієм в 4-8 разів і для сплаву АЛ4 необхідно 2-4 год. Це пов'язано з тим, що силуміни в звичайних умовах кристалізації набувають грубозернистої структури з крупними включеннями зміцнюючої фази, що при нагріванні під загартування дуже повільно переходять у твердий розчин. Охолодження силумінів при загартуванні допускається з меншою швидкістю, ніж для дюралюмінію. Їх можна гартувати в гарячій воді. При старінні (температура 180°C) найкращі механічні властивості силумін АЛ4 отримує після 10-15 год витримки.

*Сплави АЛ3, АЛ5 і АЛ6* — низькокременисті силуміни, додатково леговані міддю (а також в невеликих кількостях Mg і Mn) мають гірші ливарні, але кращі механічні властивості, ніж звичайний силумін. Сплав АЛ11 — цинковистий силумін; присадка цинку в такому високому відсотку покращує ливарні властивості; сплав цей застосовується для виготовлення особливо складних виливків.

*Алюмінієвомідні сплави АЛ12 і АЛ7* — істотно відмінні один від одного. Сплав з 4 - 5% Cu, за складом близький до дюралюмінію, володіє високими механічними, але поганими ливарними властивостями. З цього сплаву виготовляють невеликі виливки, що піддаються значним механічним навантаженням.

Сплав АЛ12, навпаки, має високі ливарні та низькі механічні властивості, проте, за обома цими показниками він поступається звичайному силуміну і в даний час його застосування невиправдано.

Нарешті, сплав системи Al—Mg, так званий магналій представлений маркою АЛ8. Сплав має високу механічну міцність



порівняно з іншими алюмінієвими ливарними сплавами, найменшу питому вагу, високі антикорозійні властивості, але відносно технологічних якостей (ливарних властивостей) він поступається іншим сплавам.

Таким чином, наявна номенклатура сплавів дозволяє вибрати для кожного конкретного призначення оптимальну марку. При цьому виборі слід зважити і оцінити позитивні і негативні показники сплаву — його технологічні, механічні, експлуатаційні й інші властивості.

Сплав АЛ12 отриманий на основі системи Al - Cu (алюміній-мідь). Він містить 10-14% міді і за механічними властивостями поступається сплаву АЛ2. З рис. 18.11 видно, що сплав АЛ12 є доєвтекгічним і при кімнатній температурі в рівноважному стані повинен мати структуру, що складається з кристалів  $\alpha$  - твердого розчину і евтектики ( $\alpha + \text{CuAl}_2$ ).

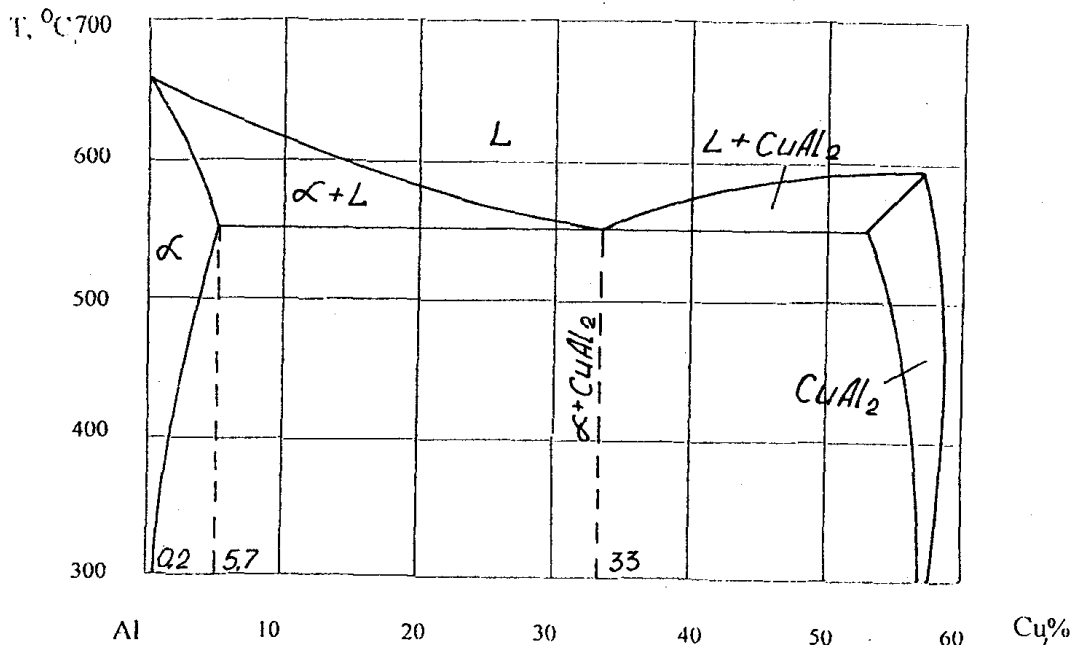


Рис. 18.11. Діаграма стану сплавів Al – Cu [36]

Однак, при дослідженні мікроструктури сплаву АЛ12 видні світлі зерна  $\alpha$ -твердого розчину, по границях яких спостерігаються окремі кристали фази  $\text{CuAl}_2$  темного кольору. Кристали  $\alpha$ -твердого розчину евтектики злилися з надлишковим  $\alpha$ -твердим розчином в одне ціле. Це явище виражене тим сильніше, чим менше в сплаві евтектики і чим повільніше відбувається її утворення.

Сплав АЛ12 має високі ливарні, але низькі механічні властивості, тому застосовується рідко. Термообробці сплав не піддається.

Сплав АЛ7 також отриманий на основі системи Al - Cu

(алюміній - мідь), але вміст міді в ньому менший, ніж в АЛ12 і становить 4-5%. Він має високі механічні та погані ливарні властивості. Тому його застосовують для виготовлення невеликих виливків. У структурі сплаву АЛ7 у зв'язку з присутністю домішок заліза і кремнію, крім зміцнюючої фази  $\theta$  -  $\text{CuAl}_2$ , містяться інші нерозчинні фази, що утворюють разом з фазою  $\theta$  інтерметалідні оболонки по границях дендритів. Сплав АЛ7 піддається зміцнюючій термообробці: загартуванню з нагріванням до  $575\text{ }^\circ\text{C}$  (витримка 10 - 15 год) у гарячій воді і штучному старінню при  $150\text{ }^\circ\text{C}$  (витримка 2-4 год). У тих випадках, коли не потрібно максимальної міцності, але важливо зберегти підвищену пластичність, обмежуються одним загартуванням (без старіння).

*Сплави алюміній — магній*

*Сплав АЛ8* отриманий на основі системи Al - Mg (алюміній — магній). Він містить 9,5-11% Mg і називається магналієм, який має високі механічні та антикорозійні властивості, але низькі ливарні властивості.

Структура литого сплаву АЛ8 складається з  $\alpha$ - твердого розчину (світлий фон) і незначної кількості евтектики ( $\alpha + \beta$ ), точніше, фази  $\beta$  -  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ , розташованої по границях твердого розчину. Відповідно до діаграми стану (рис. 18.12) у сплаві АЛ8 евтектика не повинна бути, проте мікроаналіз указує на її присутність. Це пов'язано з підвищеною швидкістю охолодження, що призводить до нерівноважної кристалізації сплаву, коли точка граничної розчинності зміщується вліво. Фаза  $\beta$  -  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$  крихка і виділяється у формі великих скупчень, що утворюють суцільну сітку. Для усунення гетерогенної структури сплав АЛ8 піддають загартуванню при  $430\text{ }^\circ\text{C}$  (з витримкою 15-20 год) у гарячій воді і в такому стані використовують. Структура після загартування складається з однорідних зерен  $\alpha$ -твердого розчину.

Для виливків у форми опорних частин будівельних конструкцій рекомендується застосовувати сплав марки АЛ8, що містить від 10 до 12% магнію. Загартування цього сплаву застосовується з метою отримання однорідної структури пересиченого твердого розчину. У загартованому стані сплав володіє високою корозійною стійкістю. Старіє цей сплав при підвищеній температурі. Старіння для цього сплаву шкідливе, оскільки після старіння різко знижується пластичність і корозійна стійкість.

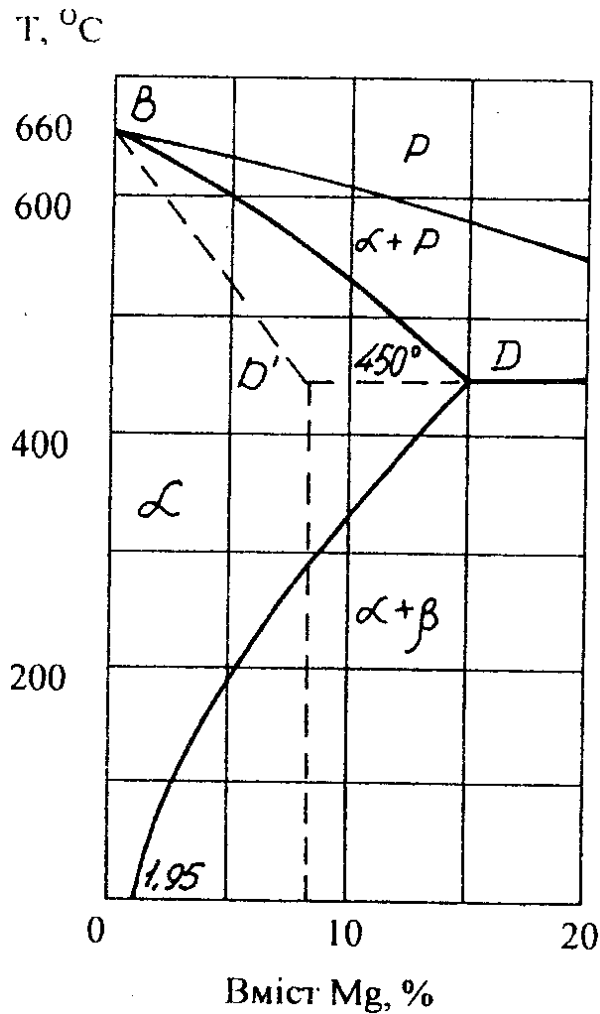


Рис. 18.12. Фрагмент діаграми стану сплавів Al – Mg [36]

### *Алюмінієві деформівні сплави*

Зі сплавів, що деформуються шляхом гарячої або холодної обробки тиском, виготовляють різні профілі (кутники, таври, двутаври тощо), листи, дроти, труби, плити, що широко застосовуються в будівництві та техніці для виготовлення різних конструкцій, а також напівфабрикати для різних деталей машин.

Залежно від способу підвищення механічних властивостей, алюмінієві деформівні сплави поділяються на: сплави, що не зміцнюються термічною обробкою, та сплави, що зміцнюються термічною обробкою.

До алюмінієвих сплавів, що не зміцнюються термообробкою, належать сплави двох систем: Al - Mn (АМц) і Al - Mg (АМг), до сплавів, що зміцнюються термообробкою, в основному Al - Cu - Mg (дюралюміній) і системи Al - Mg - Si (авіаль).

*Алюмінієві деформівні сплави, які не зміцнюються термічною обробкою.*

До сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою, головним чином належать сплави алюмінію з марганцем (АМц) і алюмінію з магнієм (АМг).

Структура сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою, складається з однорідного твердого розчину міді, магнію, марганцю та інших елементів в алюмінії або твердого розчину і частинок другої фази:  $Al_6(Mn,Fe)$ ,  $FeAl_3$  нерозчинних в алюмінії при підвищенні температури. Ці сплави мають невисокою міцністю, високою пластичністю і корозійною стійкістю. Наявність другої фази дещо знижує корозійну стійкість.

*Al- Mn сплави.* Вміст марганцю в цих сплавах не перевищує 1,6%. При вмісті марганцю до 0,3% він знаходиться тільки в твердому розчині. При більшій кількості він частково (до 0,3%) буде знаходитися в твердому розчині та частково у вигляді інтерметалідного з'єднання  $Al_6(Mn,Fe)$ , що не розчиняється в алюмінії (рис. 18.13).

*Мікроструктура сплавів системи Al - Mn (АМц).* З діаграми стану Al - Mn (рис. 18.13) видно, що марганець з алюмінієм утворюють хімічну сполуку  $Al_6Mn$  і евтектику, що містить 1,95 % Mn при температурі 658,5 °С. Для розглянутої частини діаграми характерні особливості:

- а) дуже невеликий температурний інтервал кристалізації первинного твердого розчину на основі алюмінію;
- б) досить висока розчинність марганцю в алюмінії при евтектичній температурі, що складає 1,4%, та різке її зменшення при 550-450°С.

Промисловий сплав АМц містить від 1 до 1,6 % Mn. Цей сплав є не подвійним, а багатокомпонентним і містить постійні домішки заліза та кремнію, що значно зменшують розчинність марганцю в алюмінії.

Наприклад, у чистому алюмінії при 500 °С розчиняється 0,4 % Mn, а в алюмінії з 0,1% Fe і 0,65 % Si -лише 0,05 % Mn. Сполука  $MnAl_6$  може розчиняти в собі залізо. Ця фаза має форму великих пластинчастих кристалів, що різко погіршують властивості сплавів АМц. При деформації литого металу спостерігається подрібнення інтерметалідних включень.

У сплавах АМц з добавками кремнію поряд з кристалами утворюється потрійна фаза Т, що являє собою твердий розчин на основі сполуки  $Al_{10}Mn_2Si$ . Кінцевим видом термічної обробки сплаву АМц є рекристалізаційний відпал.

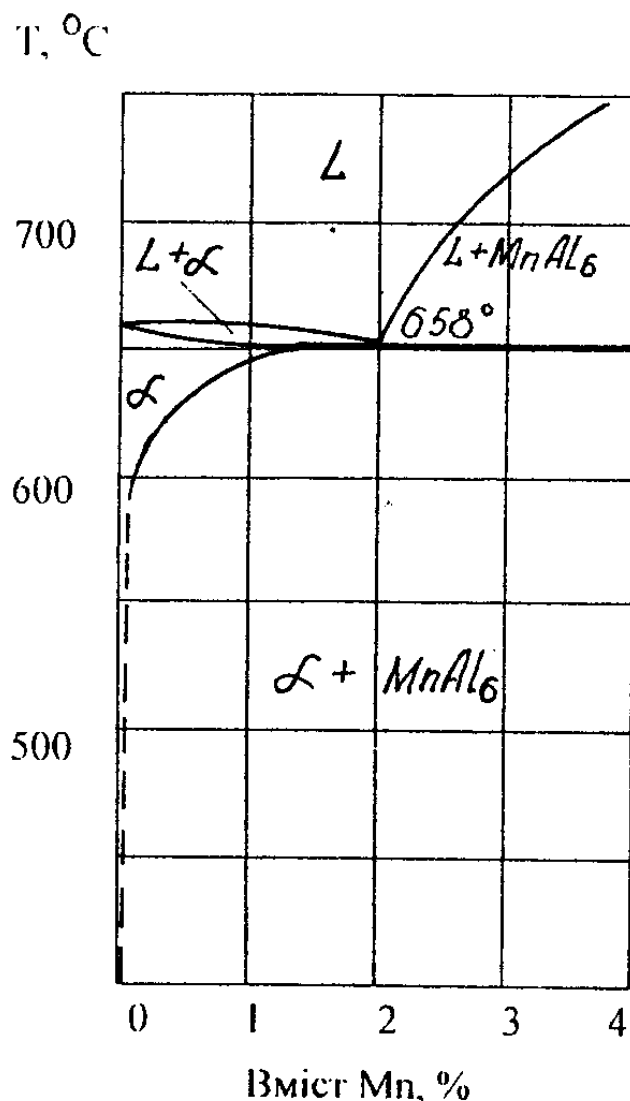


Рис. 18.13. Діаграма стану сплавів Al – Mn [36]

*Al - Mg сплави.* Вміст магнію в алюмінієвих деформівних сплавах коливається від 2 до 7%. Магній з алюмінієм утворює декілька інтерметалідних з'єднань:  $Al_3Mg_4$ ,  $Al_3Mg_2$  (рис. 18.12). У присутності кремнію утвориться інтерметалідне з'єднання, що володіє змінною розчинністю в алюмінії. При вмісті магнію в сплаві понад 1,4% він знаходиться частково у твердому розчині і частково у вигляді інтерметалідних з'єднань, розчинних в алюмінії з підвищенням температури. Тому сплави, що містять магнію більше 3%, можуть зміцнюватися шляхом термічної обробки, але ефект від зміцнення буде невеликий. До сплавів, що термічно не зміцнюються, належать також технічний алюміній.

Зміцнення цих сплавів досягається шляхом холодної обробки тиском (наклепування, нагартування).

*Мікроструктура сплаву системи Al - Mg (АМг).* У сплаві

системи *Al-Mg* утворюються хімічні з'єднання  $Al_3Mg_2$ . Як видно з діаграми *Al-Mg* (рис. 18.12)  $\alpha$  і  $\beta$  - фази утворюють евтектику при 448 °С. Точка евтектики відповідає 33 % Mg. Розчинність магнію в алюмінії досить висока і складає 17,4 % при 448°С та близько 1,4 % при кімнатній температурі.

Сплави системи *Al-Mg* (АМг-2, АМг-3, АМг-4, АМг-5, АМг-6) за винятком АМг-1 містять додатково марганець, що разом з алюмінієм утворюють фазу  $Al_6Mn$ . Присутність кремнію сприяє утворенню в цих сплавах силіциду магнію. Якщо в сплавах містяться залізо, марганець і кремній, можливо утворення з'єднання (*Al, Fe, Si, Mn*). Мікроструктура сплаву АМг-6 після відпалювання складається з  $\alpha$  - твердого розчину, залізомарганцовистої фази і фази  $Mg_2Si$ .

На стан сплаву в готовому прокаті вказують букви, що стоять в кінці марки: М - м'який стан; П - напівнагартований стан (ступінь деформації 20 - 30%); Н - нагартований стан (ступінь деформації 60 - 70%). Цифри, що стоять за маркою, вказують на вміст магнію або марганцю у сплаві в цілих частках відсотку; додаткові букви, розташовані після цифр, вказують на додаткове легування сплаву: Т - титаном, В- ванадієм. Так, наприклад, сплав марки АМг6ТМ має такий склад: магнію близько 6%, титану - 0,1%, решта — алюміній. Постачається після відпалювання (М) — м'який стан.

Сплави у відпаленому і напівнагартованому стані рекомендується використовувати для конструкцій, що виготовляються згинанням і зварюванням. Сплави в нагартованому стані не рекомендується піддавати цим видам обробки, оскільки є небезпека утворення тріщин.

Міцність зварних з'єднань алюмінієво-магнієвих сплавів досягає 92- 97% міцності основного металу. Відносна міцність сплаву марки АМг6 порівняно зі сталлю марки Ст. 3 становить 1,9; порівняно з легованою сталлю марки 15ХСНД-1.38; марки 10ХСНД- 1,17.

*Алюмінієві сплави, що деформуються, які зміцнюються термічною обробкою.*

Сплави, що зміцнюються термічною обробкою, поставляють замовнику у вигляді різного прокату. Структура цих сплавів у відпаленому стані складається з твердого розчину легуючих елементів в алюмінії і частинок другої фази, що розчиняється в алюмінії з підвищенням температури. Ці фази являють собою твердий розчин алюмінію в хімічній сполуці. Частинки другої фази, розчинені в алюмінії з підвищенням температури, є зміцнюючою фазою при термічній обробці.

У рівноважному (відпаленому) стані при нормальній

температурі структура алюмінієво-мідних сплавів, що зміцнюються термічною обробкою, буде складатися з твердого розчину міді (магнію, марганцю і інших елементів) в алюмінії і великої кількості надлишкових кристалів другої фази.

Як видно з діаграми стану системи «алюміній - мідь» (рис. 18.11), в твердому розчині при нормальній температурі знаходиться 0,5% міді. Інша мідь (близько 3,5%) знаходиться у вигляді  $\theta$  - фази (дюралюміній марки Д1 містить близько 4% Cu), в якій близько 55,4% міді.

Сплави, що термічно зміцнюються залежно від хімічного складу можна розбити на наступні групи.

*Сплави алюміній - магній - кремній* з додаванням міді, марганцю, хрому називають сплавами авіаль (АВ; АК5). Зміцнюючою фазою в цих сплавах є інтерметалідне з'єднання  $Mg_2Si$ . Сплав марки АВ після загартування з температури 515-525°C і природного старіння володіє високою корозійною стійкістю. Після штучного старіння при 150-160 °C протягом 6 годин сплав має максимальну міцність. Корозійна стійкість при цьому дещо знижується. Сплав має схильність до міжкристалічної корозії, причому, ця схильність тим більша, чим вище вміст міді у сплаві. Сплав добре зварюється. Його рекомендується застосовувати для виготовлення деталей, яким потрібна висока пластичність в холодному і гарячому стані. До цієї групи належить також сплав АК5, призначений для кування і штампування деталей складної конфігурації в гарячому стані.

*Мікроструктура та властивості сплаву систем Al-Mg-Si* (авіаль) Ці сплави менш леговані, ніж дюралюміній. Промислові сплави *Al-Mg-Si* типу авіаль за своїм хімічним складом характеризуються деяким надлишком кремнію порівняно з теоретично необхідним для утворення фази  $Mg_2Si$ , оскільки при надлишку кремнію досягається більш сприятливе поєднання міцності сплаву і його пластичності. Сплав АВ має найбільшу міцність серед сплавів *Al-Mg-Si*. Після охолодження в цих сплавах відбувається розпад твердого розчину з утворенням фази  $Mg_2Si$  та в невеликих кількостях фаз  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) і  $Al_6Mn$ . Основною зміцнюючою фазою в сплаві є фаза  $Mg_2Si$ .

Авіалі піддаються загартуванню і штучному старінню. Структура сплаву після штучного старіння складається з  $\alpha$ -твердого розчину, навколо якого розміщуються темні включення фази  $Mg_2Si$ .

*Термічна обробка алюмінієвих сплавів* полягає в їх загартуванні і подальшому старінні. Загартування ґрунтоване на існуванні змінної розчинності міді, магнію і деяких інших елементів (Cu, Mg, Si та ін.) у

твердому алюмінії при підвищенні температури. Метою загартування є одержання пересиченого твердого розчину декількох легуючих елементів (міді, магнію, кремнію та інших) в алюмінії.

Загартування алюмінієвих сплавів полягає в нагріванні їх до температури, при якій легуючі елементи цілком або частково розчиняються в алюмінії, витримуванні при цій температурі і швидкому охолодженні до низької температури (10-20°C). Швидкість охолодження при загартуванні повинна забезпечити відсутність розпаду твердого розчину в процесі охолодження, тобто бути вищою за критичну ( $V_{кр}$ ). Значна пересиченість твердих розчинів обумовлює їх нестабільність, тому розпад твердих розчинів у загартованих сплавах є самовільним процесом.

### ***Дюралюміній - хімічний склад, властивості, структура та термічна обробка***

Сплави, потрійної системи: алюміній - мідь - магній з добавками марганцю, кремнію, називають сплавами дюралюміній. Ці сплави зміцнюються термообробкою та добре поєднують міцність і пластичність. Головними легувальними елементами дюралюмініїв є мідь і магній. Зі зниженням температури від евтектичної з  $\alpha$ -твердого розчину виділяється хімічна сполука  $CuAl$  (Q-фаза), твердість якої 49 HRC. Наявність магнію приводить до виділення S-фази  $Al_2(CuMg)$  твердістю 52 HRC. Зі збільшенням до певної межі концентрації магнію міцність сплаву зростає. Марганець підвищує корозійну стійкість. З метою додаткового підвищення корозійної стійкості листи дюралюмініїв плакують тобто наносять на їх поверхню тонкий шар чистого алюмінію. Кремній в дюралюмінах слід розглядати як домішку. Структура дюралюмініїв у рівноважному стані складається із  $\alpha$ -твердого розчину й різних інтерметалевих твердих фаз у тому числі Q і S -фаз. Дюралюмінії широко застосовують в авіації, автомобілебудуванні, будівельних конструкціях.

Марки дюралюмініїв позначають літерою Д і числом, що означає умовний номер сплаву, наприклад Д16 (табл. 18.4). Зміцнюючими фазами, що розчиняються в алюмінії при нагріванні, можуть бути  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ), S ( $Al_2CuMg$ ), T ( $Al_6CuMg_4$ ),  $Mg_2Si$ ,  $Mg_2Al_3$ . Наявність тієї або іншої зміцнюючої фази в сплаві залежить від вмісту міді і магнію в сплаві та від їх кількісного співвідношення.

### ***Мікроструктура сплавів системи Al-Cu-Mg із добавками марганцю (дюралюміній)***

Дюралюміній є багатоконпонентним сплавом, але наближено його можна розглядати як сплави системи Al-Cu-Mg. Згідно з діаграмою Al-Cu-Mg, у наслідок граничною розчинності міді і магнію



в твердому алюмінії, він значно змінюється при зниженні температури. Зі збільшенням вмісту магнію в сплаві послідовно утворюються нові фази:  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ),  $S$  ( $Al_2CuMg$ ),  $T$  ( $Al_6CuMg_4$ ). Ці фази при нагріванні розчиняються у  $\alpha$ -твердому розчині і, виділяючись з пересиченого твердого розчину, відіграють роль зміцнюючих фаз при старінні сплаву.

#### 18.4. Хімічний склад дюралюмініїв (% мас.) [5]

Марка сплаву	Вміст елементів			
	Cu	Mg	Mn	Si
Д1	3,8 - 4,8	0,4 - 0,8	0,4 - 0,8	0,7
Д16	3,8 - 4,9	1,2 - 1,8	0,3 - 0,9	0,5
Д18	2,2 - 3,0	0,2 - 0,5	0,2	0,5

*Сплав Д1 (нормальний дюралюміній)* містить 4,3% Cu; 0,6% Mg; 0,6 % Mn, решта Al - після кристалізації має структуру, що складається з первинних кристалів  $\alpha$ -твердого розчину та світлих включень евтектичного походження, що утворять своєрідну сітку. Кількість евтектичної складової тим більша, чим більший вміст міді та магнію в сплаві. Внаслідок різкого зменшення розчинності міді і магнію в алюмінії при охолодженні з  $\alpha$  - фази виділяється невелика кількість фази  $S$  ( $Al_2CuMg$ ). Фази  $S$  та  $\theta$  є зміцнюючими фазами сплаву.

Мікроструктура сплавів алюмінію марки Д1 після загартування і природного старіння – це перенасичений  $\alpha$  - твердий розчин та інтерметалідне з'єднання  $FeAl_3$ , а після загартування і штучного старіння при 300°C -  $\alpha$ -твердий розчин та інтерметалідне з'єднання:  $FeAl_2$ ;  $Mg_2Si$ ,  $\theta$ -фаза тощо.

Мікроструктура дюралюмінію після гартування при температурі понад 510 °C у воді та старіння при температурі 250 °C складається із зерен твердого  $\alpha$ -розчину (світла основа) і темних включень  $FeAl_3$ ,  $Al_6Mn$  (рис. 18.14). Зміцнюючу інтерметалідну фазу  $CuAl_3$ , яка утворюється при старінні, під світловим мікроскопом не видно.

*Сплав Д16 (супердюралюміній підвищеної міцності)* складається з 4,3% Cu; 1,5 % Mg; 0,6 % Mn і решта Al - відрізняється від Д1 більш високим вмістом магнію. У зв'язку з цим кількість фази  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) зменшується, а кількість фази  $S$  ( $Al_2CuMg$ ) збільшується. Ці фази є зміцнюючими в сплаві. Крім того, у структурі сплавів Д1 та Д16 у невеликих кількостях завжди присутні марганцовиста фаза (Al, Mg, Fe, Si) і фаза  $Mg_2Si$ .

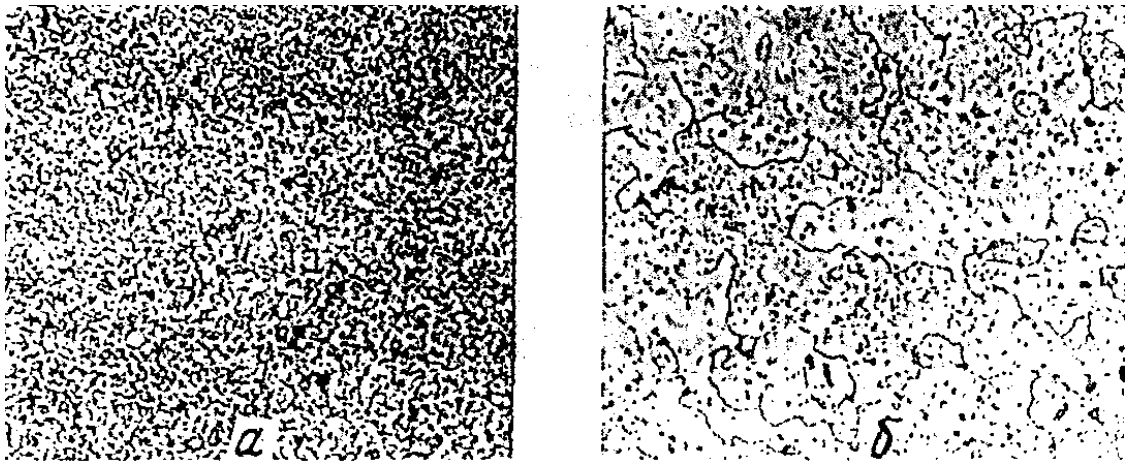


Рис. 18.14. Мікроструктура дюралюмінію з вмістом 4% міді [35]: а – після відпалювання; б – після гартування і старіння при 250 °С

Дюралюміній зміцнюють термічною обробкою - загартуванням і старінням. Температура загартування вибирається дуже близькою (трохи нижчою) до температури плавлення евтектики. Проводиться природне старіння з витримкою до 7 діб.

Структура сплаву після відпалювання подібна до структури, отриманої після лиття:  $\alpha$  - твердий розчин з включеннями вище перерахованих фаз. Після загартування у воді від 500 °С з діапазону температур  $\alpha$  - твердого розчину сплав набуває такої будови:  $\alpha$  - твердий розчин і включення різних нерозчинних в алюмінії при нагріванні фаз (сполуки заліза і марганцю). Після старіння сплав Д16 не відрізняється від сплаву Д1 і складається з зерен  $\alpha$ -твердого розчину і включень нерозчинних фаз.

*Мікроструктура та властивості сплаву системи Al-Mg-Si-Cu (кувальний сплав)*

Сплав АК8 є аналогом дюралюмінію Д1 і Д16, його ще називають супердюралюмінієм. Цей сплав системи Al-Mg-Si-Cu за своєю природою має спільні властивості з дюралюмінієм (Al-Cu-Mg) і авіалями (Al-Mg-Si), тобто займає проміжне положення між ними. Головне, чим відрізняється цей сплав, - це вміст міді, тому іноді його розглядають як авіаль з підвищеним вмістом міді. Структурно сплав АК8 дуже нагадує сплав Д1 і відрізняється лише великою кількістю фази  $Mg_2Si$ , оскільки у ньому підвищений вміст кремнію.

#### ***Термічна обробка дюралюмінію***

Зміцнюючою термічною обробкою алюмінієвих сплавів є загартування і подальше старіння. Для обґрунтування вибору температури загартування, а також для пояснення перетворень, які відбуваються у сплавах при термічній обробці можна в першому

наближенні скористатися лівою частиною діаграми стану «алюміній - мідь», наведеної на рис. 18.11. Діаграму стану подібного типу алюміній утворить з магнієм, марганцем і деякими іншими елементами.

У рівноважному (відпаленому) стані при кімнатній температурі структура алюмінієво-мідних сплавів, що зміцнюються термічною обробкою, буде складатися з твердого розчину міді (магнію, марганцю та інших елементів) в алюмінії і великої кількості надлишкових кристалів другої фази (рис. 18.15).

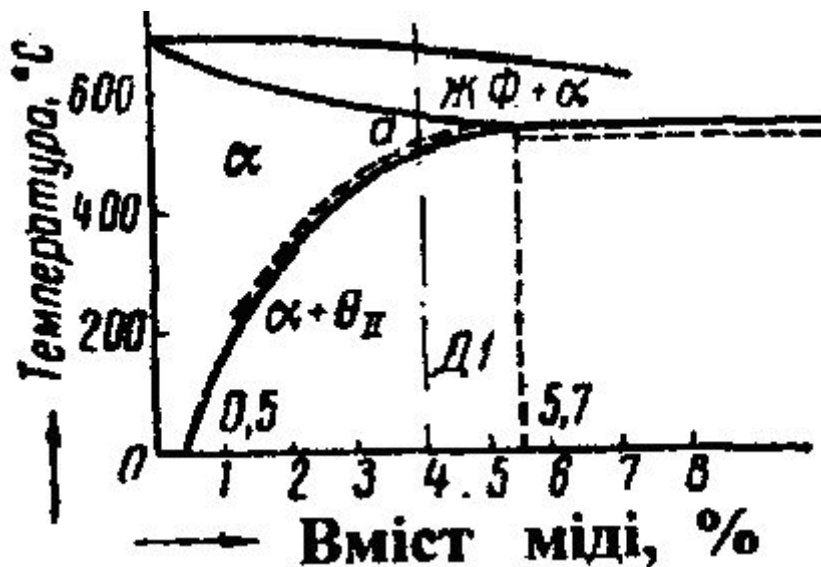


Рис. 18.15. Частина діаграми стану системи «алюміній-мідь» [37]

Як видно з діаграми стану системи «алюміній - мідь», у твердому розчині при нормальній температурі буде знаходитися тільки 0,5% міді. Інша мідь (близько 3,5%) знаходитиметься у вигляді  $\theta$ -фази (дюралюміній марки Д1 містить близько 4% Cu), в якій є близько 55,4% міді. При нагріванні  $\theta$  - фаза та інші вторинні фази розчинятимуться в твердому розчині і при досягненні температури 500° С (точка а, рис. 18.14) вся  $\theta$  - фаза перейде у твердий розчин (інші фази, наприклад  $Mg_2Si$ , перейдуть у твердий розчин при більш низьких температурах). Внаслідок розчинення вторинних фаз алюміній збагатиться міддю та іншими елементами. При швидкому охолодженні з цієї температури (загартуванні) мідь не встигне виділитися з твердого розчину, і при кімнатній температурі отримаємо структуру однорідного пересиченого твердого розчину міді (магнію, марганцю) в алюмінії. Недогрівання до цієї температури призводить до того, що вторинні фази не повністю переходять у твердий розчин і

міцність з пластичністю після загартування будуть нижчими. Перегрівання вище вказаної температури більш небезпечне. Воно пов'язане з інтенсивним ростом зерен твердого розчину, окисненням границь зерен і навіть розплавленням легкоплавких евтектичних домішок. Перепалений сплав володіє низькими механічними властивостями і є непоправним браком термічної обробки.

Пересичені тверді розчини цих сплавів мають меншу міцність порівняно зі сплавом після старіння. Так, наприклад, дюралюміній марки Д1 у свіжозагартованому стані має такі механічні властивості: границю міцності  $\sigma_B = 240 - 260$  МПа; відносне видовження  $\delta = 20 - 22\%$ .

Пересичені тверді розчини метастабільні (нестійкі). Надлишкові елементи прагнуть виділитися з пересиченого твердого розчину. На цьому явищі ґрунтується процес старіння алюмінієвих сплавів. У процесі старіння (дисперсного твердіння) міцність сплавів росте, пластичність падає.

Алюмінієві сплави типу дюралюмінію при загартуванні необхідно охолоджувати у холодній воді, тому що дифузійні процеси, що приводять до розпаду пересиченого розчину, у них протікають дуже швидко. Всі дюралюмінії, крім Д18, зміцнюються при природному старінні; тривалість витримки становить 4-10 діб.

Дюралюміній можна піддавати і штучному старінню при температурі нагрівання до  $175^\circ\text{C}$ , але при цьому спостерігається деяке зниження корозійної стійкості. Процес старіння при високих температурах (штучне старіння) протікає значно швидше і крім, того, іде в три стадії. *Перша стадія*, як і у разі природного старіння, полягає в утворенні зон Гін'є - Престона. *Друга стадія* старіння це і є утворення проміжної  $\theta$ -фази. *Третя стадія* старіння завжди пов'язана з розміщенням.

На рис. 18.16 наведені криві старіння дюралюмінію марки Д1 при різних температурах. Зміщення максимуму кривих ліворуч із збільшенням температури старіння пояснюється прискоренням процесів дифузії атомів міді при нагріванні. Зниження максимуму міцності при підвищенні температури можна пояснити одночасним протіканням всіх трьох стадій старіння. Як видно з кривих, при штучному старінні дюралюмінію міцність його спочатку зростає, а потім починає падати. Чим вища температура старіння, тим максимум міцності досягається швидше. Отже, для досягнення максимальної міцності час старіння при штучному старінні необхідно обмежувати.

Велике практичне значення має обробка дюралюмінію «на повернення». Якщо сплав після природного старіння короткочасно

нагрівають (1-2 хв) у селітрових ваннах при температурі 250°C з подальшим швидким охолодженням, то властивості сплаву повернуться до свіже загартованого стану. Явище повернення властивостей сплаву після природного старіння до свіжезагартованого стану після короткочасного нагрівання до температури 150- 300°C називається *поверненням*. З часом такий дюралюміній старіє подібно свіже загартованому.

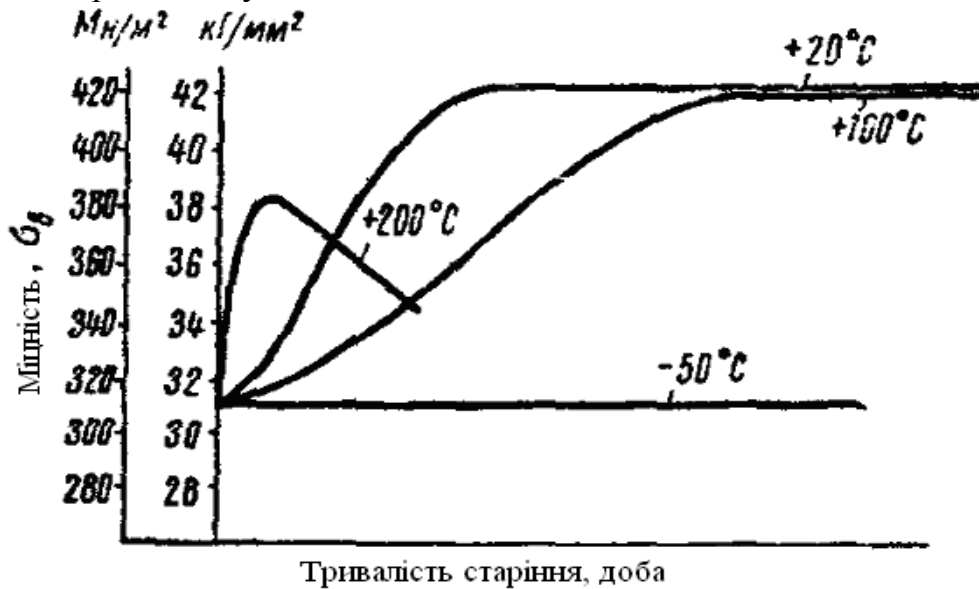


Рис. 18.16. Криві старіння сплавів алюмінію марки Д1 [37]

Дюралюміній марок Д1, Д6, Д16 гартують з температурі 490 - 505°C з наступним природним старінням. При цьому максимальну міцність сплави матимуть через 5-7 діб.

Для додаткового підвищення міцності і текучості дюралюмінію після термічної обробки його піддають холодній пластичній деформації (наклепуванню) із незначним ступенем стискання 5 - 10%. Листи з дюралюмінію, що надходять після термічної обробки для подальшого нагартування, додатково маркуються буквами ТН. Ці сплави мають задовільною зварюваністю і зниженою корозійною стійкістю.

Для позначення стану сплаву в готовому прокаті до марки сплаву додають букви: Т - після загартування і природного старіння, ТІ - після загартування і штучного старіння, М - після відпалювання; термічно не оброблені сплави умовного позначення не мають.

Для підвищення корозійної стійкості дюралюміній піддають плакуванню. Плаковані листи позначають літерою А; листи з потовщеним плакуванням літерами - УП; листи без плакування - Б.

Літера В у кінці марки дюралюмінію вказує на підвищену якість прокату. Так, наприклад, марка Д16АТНВ означає: лист підвищеної якості прокату (В) зі сплаву Д16, плакований (А), нагартований (Н) після загартування і природного старіння (Т); марка Д16БТНВ те ж, що і попередня марка, але без плакування (Б).

Крім плакування, для захисту конструкцій з алюмінієвих сплавів від корозії застосовують анодування, тобто штучне створення на поверхні деталі захисної міцної окисної плівки шляхом електролізу і фарбування.

Дюралюміній марок Д1, Д6, Д16 рекомендується застосовувати для несучих клепанних конструкцій, споруд і будівель (арки, ферми, балки, а також для елементів конструкцій, що суміщують функції захисних і несучих конструкцій (покрівельні панелі, каркаси панелей для стін, підвісні стелі тощо). Дюралюміній марки Д1 рекомендується застосовувати для елементів конструкцій середньої міцності; Д6, Д16 - для силових елементів конструкцій.

Дюралюміній та інші високоміцні термічно оброблені сплави (крім авіалей) не рекомендується зварювати у відповідальних конструкціях, оскільки при зварюванні відбувається значне зниження міцності біляшовної зони внаслідок відпалювання. Зварювання можна застосовувати тільки в тих конструкціях, в яких зварні шви знаходяться в малонавантажених областях.

Надійними з'єднаннями для цих сплавів є з'єднання заклепками, які повинні бути по можливості тієї ж марки, що і основний сплав. Заклепки з дюралюмінію марок ДЗП, Д1 і Д16 необхідно ставити в загартованому стані, коли сплав має високу пластичність і не почав ще помітно зміцнюватися в процесі старіння. Максимальний час від моменту загартування до закінчення клепання залежить від швидкості процесу старіння сплаву і для дюралюмінію марки Д16П становить 20 хв.; Д1П - 2 год., ДЗП - 3 год. Ставити заклепки пізніше не можна, оскільки внаслідок зміцнення, що відбувається в процесі старіння, при розклепуванні можуть утворюватися тріщини. Буква П вказує, що сплав призначений для заклепок.

Для подовження цих термінів рекомендується після загартування зберігати заклепки в термостатах при низьких температурах. «Перестарені» заклепки для відновлення свіжегартованого стану зазнають обробки «на повернення» або повторного загартування.

Для усунення технологічних труднощів, пов'язаних з обмеженням часу клепання, в ГОСТі передбачається спеціально призначений для заклепок дюралюміній Д18П, який може

розклепуватися після старіння. Однак треба враховувати, що за міцністю він поступається дюралюмінію марок Д1П, Д16.

Механічні властивості алюмінієвих сплавів, що деформуються наведені в табл. 18.5.

### **Механізм старіння алюмінієвих сплавів**

Процес старіння сплавів алюмінію з міддю пояснюється таким чином. Безпосередньо після загартування мідь в кристалічних ґратках алюмінію розподіляється рівномірно. Однак при нормальній температурі (+20 °С) через деякий час після загартування в зернах пересиченого твердого розчину починається дифузія (переміщення) атомів міді до деяких певних площин кристалічних ґраток. У цих площинах концентрація міді досягає 55,4%. Зони з підвищеною концентрацією міді являють собою пластинки або диски товщиною в декілька атомних шарів (2-3) і протяжністю до 20-50 атомних шарів. Ці зони прийнято називати зонами Гін"є-Престона на ім'я вчених, що вперше встановили їх існування.

18.5. Механічні властивості алюмінієвих сплавів, що деформуються [38]

Марка сплаву	Після відпалювання					Після гартування і старіння				
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ
АВ	-	-	-	-	-	330	280	12	-	95
Д1	210	110	18	58	45	420	240	15	35	100
Д6	220	110	15	48	50	460	300	15	-	105
Д16	220	110	18	55	50	470	320	17	30	105
Д18П	-	-	-	30	-	300	-	24	50	-
В95	-	-	-	-	-	500-580	380-500	6-7	-	150

Утворення зон Гін"є-Престона веде до деформування кристалічних ґраток, що в свою чергу супроводиться підвищенням міцності і зниженням пластичності сплавів. Процес природного старіння полягає тільки в утворенні зон Гін"є-Престона і практично закінчується після 5-7 діб. Сплав при цьому набуває максимальної міцності, що залишається надалі постійною (рис. 18.16).

Міцність дюралюмінію марки Д1 при природному старінні починає помітно збільшуватися тільки після 3 год з моменту загартування. Цей період часу називається інкубаційним. В інкубаційний період сплав зберігає високу пластичність, добре

обробляється тиском, що використовують у практиці для проведення таких технологічних процесів, як kleпання, правка тощо. Інкубаційний період визначається швидкістю протікання процесів старіння і залежить, головним чином, від хімічного складу сплаву та температури старіння.

При температурах нижче  $0^{\circ}\text{C}$  процес старіння сповільнюється і практично припиняється при температурах нижче  $-50^{\circ}\text{C}$ , що дозволяє при цих температурах тривалий час зберігати структуру однорідного пересиченого твердого розчину, що володіє високою пластичністю.

У багатьох загартованих алюмінієвих сплавах підготовчі стадії розпаду, а іноді і початок розпаду проходять без спеціального нагрівання, при витриманні в природних умовах при кімнатній температурі (природне старіння). В інших сплавах для прискорення дифузійних процесів потрібно провести нагрівання сплаву до відносно низьких температур ( $100 - 200^{\circ}\text{C}$ ) і витримати його при цих температурах від декількох годин до декількох десятків годин (штучне старіння). При старінні у сплавах відбуваються структурні перетворення, що приводять до збільшення твердості і міцності сплаву.

Процес розпаду пересиченого розчину в міру підвищення температури нагрівання або збільшення часу витримки при постійній (необхідній) температурі розвивається так:

1. Утворення у твердому розчині зон Гиньє-Престона.
2. Виділення метастабільних фаз  $\theta'$  та  $S'$ .
3. Перетворення метастабільних фаз у стабільні ( $\theta$  та  $S$ ) та виділення їх із твердого розчину.
4. Коагуляція стабільних фаз.

*Перша стадія* старіння закінчується утворенням субмікрооб'єктів з підвищеною концентрацією міді, названих зонами ГПІ. Зазначимо, що відразу після гартування атоми міді рівномірно розподілені в твердому розчині. Після деякого часу — інкубаційного періоду — в пересиченому твердому розчині атоми міді починають дифундувати до певних кристалографічних площин. У результаті утворюються субмікроскопічні зони з підвищеною концентрацією атомів міді, яка більша від середньої у твердому розчині, але менша, ніж у фазі  $\text{CuAl}_2$ . Ці зони (зони ГП) названі прізвищами вчених Гиньє і Престона, які одночасно їх відкрили в 1938 році. В алюмінієво-мідних сплавах зони ГП мають форму дисків. На першій стадії старіння утворюються дрібні зони ГПІ діаметром 3-8 нм і товщиною до 2-3 нм. Тип кристалічної будови зон і оточуючого їх твердого розчину однаковий. Гратки зони й сусіднього твердого розчину спряжені



(когерентно зв'язані). Зважаючи на істотну різницю діаметрів атомів міді та алюмінію (-10 %), ґратка всередині зон ГП 1 і в матриці пружно zdeформована, що є перешкодою для руху дислокацій. В результаті міцність і твердість сплаву зростають. Ця зміна властивостей значиміша тоді, коли більша кількість зон ГП 1 і коли рівномірніше вони розподілені в твердому розчині.

Під час *другої стадії* при температурі  $t > 100$  °С дрібні зони ГП1 поступово переходять в зони більших розмірів діаметром до 30-40 нм (зони ГП2). Концентрація міді в них більша, ніж в зонах ГП1, впорядкованість атомів близька до впорядкованості фази  $\text{CuAl}_2$ , хоч когерентний зв'язок зон з матрицею зберігається. Водночас зі збільшенням розмірів зон зростають зміни кристалічної ґратки в площинах спряження та навколо них, внаслідок чого підвищується до максимуму твердість і міцність сплаву та зменшується пластичність.

У *третьої стадії* під час підвищення температури до  $\approx 200$  °С закінчується утворення проміжної фази  $Q'$ , яка когерентно пов'язана з матрицею, але за хімічним складом вона відповідає фазі  $Q$  ( $\text{CuAl}_2$ ). Проміжна фаза  $Q'$  утворюється із зон ГП2 або безпосередньо із пересиченого твердого розчину і має кристалічну будову, відмінну від будови зон ГП2.

У *четвертій стадії*, при температурах 300-400 °С, розривається когерентний зв'язок та утворюється стабільна  $Q$  ( $\text{CuAl}_2$ )-фаза. Підвищена температура спричиняє ріст частинок  $Q'$ -фази, збільшує пружні деформації, поки вони не перевершать міцність зв'язку на поверхні розділу і не буде втрачена когерентність. Із втратою когерентності значно зменшується ефект термічного зміцнення.

У *п'ятій стадії* фаза  $Q$  коагулює під час подальшого росту температури.

Перші дві стадії розпаду приводять до зміцнення сплавів, а останні дві - до розміцнення.

Механічні властивості сплавів алюмінію після гартування і старіння визначаються їх структурою, до складу якої входять:  $\alpha$ -твердий розчин; зони Гін'є-Престона; інтерметалеві сполуки.

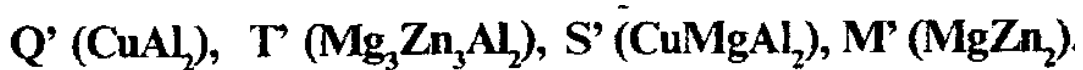
Із перелічених структурних складових суттєвий вплив на підвищення міцності мають зони Гін'є-Престона та дисперсні метастабільні інтерметалеві частинки, утворені під час розпаду  $\alpha$ -твердого пересиченого розчину. Залежно від розмірів інтерметалевих частинок, а також неметалевих вкраплень, їх можна поділити на три групи:

- великі частинки (1 -100 мкм) металургійного походження (неметалеві вкраплення і нерозчинні в  $\alpha$ -кристалах інтерметали,

збагачені домішками заліза та кремнію);

- середні частинки (0,05-0,5 мкм) у вигляді інтерметалів, які виділились із  $\alpha$ -твердого розчину під час гомогенізаційного відпалювання литих виробів;

- дисперсні частинки (0,01 -0,1 мкм), що утворились в процесі старіння; у сплавах марок Д16 і В95 це такі метастабільні інтерметали як



Частинки першої групи, зважаючи на порівняно велику відстань між ними, визначального впливу на зміцнення матриці не мають. Їх можна спостерігати в оптичному мікроскопі як темні вкраплення на світлому фоні  $\alpha$ -твердого розчину у сплавах Д1, Д16 і В95. Це інтерметали, що не перейшли у твердий розчин під час гартування. Дисперсні зміцнювальні частинки другої та третьої груп в оптичному мікроскопі не проглядаються через його недостатнє збільшення.

#### ***Високоміцні та жаростійкі алюмінієві сплави***

*Сплави високої міцності системи: алюміній - мідь - магній - цинк.*

До цієї групи сплавів належить промисловий високоміцний сплав марки В95. Основною зміцнюючою фазою в цьому сплаві є фаза S ( $CuMgAl_2$ ). Цинк в цій фазі не розчиняється. З магнієм цинк утворить хімічну сполуку  $MgZn_2$ , розчинну при підвищених температурах в алюмінії, а тому також є зміцнюючою фазою. В основному цинк знаходиться в твердому розчині і, таким чином, впливає на ефект старіння.

Термічна обробка сплаву В95 складається із загартування з температури 465 - 475°C у воді і подальшого штучного старіння протягом 20 год при 120 °С або 10 год при 140 °С. Властивості сплаву В95 наведені в табл. 18.5. Недоліками цього сплаву є низька пластичність і корозійна стійкість. Застосування цього сплаву без плакування або анодування не рекомендується. Сплав В95 рекомендується застосовувати для високо навантажених елементів конструкцій.

Маркуються ці сплави так само, як і дюралюмінії. Наприклад, сплав марки В95АТІ розшифровується: лист зі сплаву В95, плакований (А), загартований і після штучного старіння (ТІ), сплав марки В95АТІВ, лист зі сплаву В95 підвищеної якості прокату (В), плакований (А), загартований і після штучного старіння (ТІ).

*Мікроструктура сплаву системи Al-Cu-Mg-Zn (високоміцний сплав)*

Сплав В95 має більш високу міцність порівняно з дюралюмінієм. Він не є аналогом дюралюмінію, тому що містить значну кількість цинку (5-7%). До недоліків сплаву належать низькі

значення ударної в'язкості і пластичності і малий опір корозії. Сплав багатокомпонентний. У ньому містяться зміцнюючі фази S ( $Al_2CuMg$ ) і T ( $Al_6CuMg_4$ ). У литому стані ці фази розташовуються по границях дендритних зерен  $\alpha$  - твердого розчину.

*Жароміцні сплави, призначені для роботи при температурах до 350°C.*

Ці сплави мають більш складний хімічний склад, ніж дюралюміній. Їх додатково легують нікелем, залізом, титаном і іншими елементами. Ці елементи підвищують температуру рекристалізації, зменшують схильність сплаву до старіння при експлуатації тощо.

До них належать сплави марок АК2, АК4, ВД17, Д20 та інші. Хімічний склад жароміцних сплавів АК2 і АК4 наведено в табл. 18.6.

#### 18.6. Хімічний склад жароміцних сплавів АК2 і АК4 (% мас.) [13]

Марка сплаву	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	Si	Ni
АК2	3,55-4,5	0,4-0,7	$\leq 0,2$	1,8–2,3	0,5-1,0	$\leq 0,8$	-
АК4	1,9-2,5	1,4-1,8	$\leq 0,2$	1,0-1,5	1,1-1,6	$\leq 0,8$	0,05-0,12

Жароміцні сплави гартують у воді з подальшим штучним старінням.

Властивості сплавів АК2 і АК4 (порівняно з сплавом АЛ2) при різних температурах наведено в табл. 18.7.

#### 18.7. Властивості сплавів АЛ2, АК2 і АК4 при зміні температури [13]

Марка сплаву	Термічна обробка	Властивість	Температура, °C			
			20	150	260	315
АЛ2	-	$\sigma_B$ , МПа	280	260	105	63
		$\delta$ , %	0	1	10	30
АК2	Гартування від 510 – 520 °C.	$\sigma_B$ , МПа	440	340	80	50
		$\delta$ , %	17	10	32	50
АК4	Штучне старіння при 100 – 180 °C, протягом 15-20 год	$\sigma_B$ , МПа	430	360	310	150
		$\delta$ , %	18	20	15	20

Застосовуються жароміцні алюмінієві сплави для виготовлення поршнів, головок циліндрів, крильчаток, лопаток і дисків компресорів турбореактивних двигунів тощо.

### **Магній та його сплави**

**Магній** — найбільш легкий з кольорових технічних металів – ( $\gamma = 1,75 \text{ г/см}^3$ ), не має алотропічних перетворень. Температура плавлення магнію  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ . Технічно чистий магній має низькі механічні властивості ( $\sigma_{\text{в}} = 180 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 5 \%$ , твердість  $30 \text{ НВ}$ ), схильний до samozапалювання, тепло- та електропровідність його низькі. Використовується в техніці у вигляді сплавів. До складу магнієвих сплавів входять Al, Zn, Mn, Zr. При цьому міцність зростає до  $200\text{-}450 \text{ МПа}$ . Сплави магнію поділяють на деформовані та ливарні.

*Деформівні магнієві сплави* призначені для виготовлення напівфабрикатів (пруток, лист, профіль) обробкою тиском. За нормальних температур магній деформується погано. Для підвищення пластичності його сплавів застосовують обробку тиском при  $360\text{-}520 \text{ }^\circ\text{C}$  залежно від марки сплаву. Такі сплави маркують літерами МА і цифрами (МА1 - МА14), які означають порядковий номер сплаву. Хімічний склад деформованих магнієвих сплавів надано в табл. 18.8.

*Сплав МА8* (містить  $1,3\text{-}2,5 \%$  Mn) має хорошу технологічну пластичність, зварюваність і корозійну стійкість. Відноситься до сплавів низької міцності. Додаткове легування його церієм, приблизно  $0,2 \%$ , подрібнює зерно, підвищує механічні властивості та здатність до холодної деформації.

*Сплав МА2* належить до системи Mg — Al — Zn, має досить високі механічні властивості і технологічну пластичність. Піддається всім видам листового штампування та прокатування. З деформованих магнієвих сплавів (МА) виготовляють деталі літаків, автомобілів і прядильних верстатів.

18.8. Хімічний склад деформівних магнієвих сплавів (% мас.) [13]

Марка сплаву	Al	Mn	Zn	Ce	Ca
МА8	-	1,50 – 2,50	-	0,15 - 0,35	-
МА9	0,4 - 0,8	1,00 – 1,80	-	-	0,1 - 0,3
МА2	4,0 – 5,0	0,40 – 0,80	0,8 – 1,5	-	-
МА3	5,5 – 7,0	0,15 – 0,5	0,5 – 1,5	-	-
МА5	7,8 – 9,2	0,15 – 0,5	0,2 – 0,8	-	-

Властивості деформівних магнієвих сплавів наведено в табл. 18.9

18.9. Властивості деформованих магнієвих сплавів [13].

Марка сплаву	Термічна обробка	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
МА8	Відпал	250	160	18	50
МА2	Відпал	280	180	10	55
МА3	Відпал	300	240	12	60
МА5	Гартування від 415 – 425 °С. Штучне старіння при 175 °С, протягом 16-24 год	320	220	14	55

*Ливарні магнієві сплави* використовують для виготовлення деталей методом лиття. Їх маркують літерами МЛ і цифрами, що означають порядковий номер сплаву (МЛ5, МЛ6, МЛ-10, МЛ-12). Наприклад, сплави МЛ5 і МЛ6 належать до системи Mg — Al — Zn. Хімічний склад литих магнієвих сплавів наведено в табл. 18.10.

18.10. Хімічний склад литих магнієвих сплавів (% мас.) [13]

Марка сплаву	Al	Mn	Zn	Si	РЗМ	Zr
МЛ1	-	-	-	1,0 – 1,5	-	-
МЛ2	-	1,00 – 2,00	-	-	-	-
МЛ3	2,5 – 3,5	0,15 – 0,50	0,5 – 1,5	-	-	-
МЛ4	5,0 – 7,0	0,15 – 0,50	2,0 – 3,0	-	-	-
МЛ5	7,5 – 9,0	0,15 – 0,50	0,2 – 0,8	-	-	-
МЛ6	9,0 – 10,2	0,15 – 0,50	0,6 – 1,2	-	-	-
МЛ11	-	0,20 – 0,70	-	-	2,5 – 4,0	0,2 – 0,8

Виливки з магнієвих сплавів піддають відпалу для зняття внутрішніх напружень (200-250 °С) або гартуванню (380-415 °С) для гомогенізації, тобто для розчинення надлишкових фаз, які розташова-

ні на межах зерен, з наступним старінням для їх виділення в об'ємі зерна. Властивості литих магнієвих сплавів наведено в табл. 18.11.

18.11. Властивості литих магнієвих сплавів [13]

Марка сплаву	Термічна обробка	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
МЛ1	Після лиття	110	60	3	44
МЛ2	Після лиття	100	35	4	35
МЛ3	Після лиття	180	55	8	45
МЛ4	Після лиття	180	95	5	50
	Відпал при 250 °С	180	80	6	60
	Гартування від 380 °С	230	85	9	50
МЛ5	Після лиття	160	95	3	50
	Відпал при 250 °С	150	80	5	50
	Гартування від 415 °С	230	85	9	50
МЛ6	Після лиття	160	100	1,5	50
	Відпал при 250 °С	240	80	9	60
	Гартування від 415 °С	250	120	2	65
МЛ11	Після лиття	130	80	3	60

Найпоширенішим з цієї групи сплавів є МЛ5 (7,5-9 % Al; 0,2-0,8 % Zn; 0,15-0,5 % Mn). Мікроструктура сплаву МЛ5 наведена на рис. 18.17.

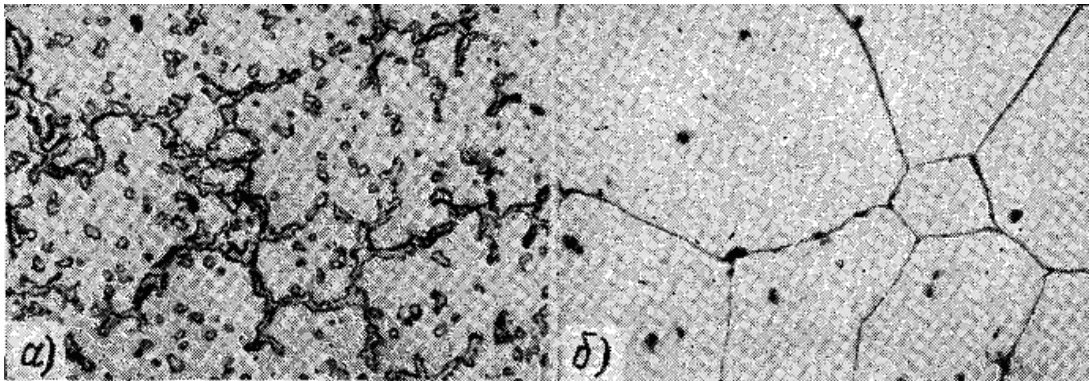


Рис. 18.17. Мікроструктура сплаву МЛ5 (збільшення в 250 разів) [13]:

- а – литий стан ( $\alpha$  - розчин + включення  $Mg_4Al_8$ );
- б - загартований стан (перенасичений  $\alpha$  - розчин)

Литі магнієві сплави МЛ застосовують для високонавантажених деталей авіаційної промисловості (картери, корпуси приладів, форми шасі тощо). З огляду на низьку корозійну стійкість магнієвих сплавів виробу з них піддають оксидуванню з наступним нанесенням на них лакофарбових покриттів.

### ***Титан та його сплави***

Титан - це сріблясто-білий метал перехідної групи з питомою вагою  $4,5 \text{ г/см}^3$  ( $45 \text{ кН/м}^3$ ) і температурою плавлення  $1672 \text{ }^\circ\text{C}$ . Міцність титану  $270 \text{ Мпа}$ , відносне видовження - до  $25\%$ , твердість -  $100\text{-}140 \text{ НВ}$ . Він має дві алотропічні модифікації:  $\alpha$ -титан існує до  $882^\circ \text{ C}$  з гексагональною щільно упакованою граткою Г12; при температурі  $882^\circ \text{ C}$  відбувається алотропічне перетворення титану  $\alpha$  в  $\beta$  - титан, що має кубічну об'ємно центровану гратку К8; при температурі вище за  $882^\circ \text{ C}$  і до  $1672^\circ \text{ C}$  існує  $\beta$ - титан.

Титан і його сплави не піддаються корозії в атмосфері, кислотах, воді, а також у газах. При температурі вище  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  титан інтенсивно окислюється. Технічний титан добре обробляється тиском, зварюється (в аргоні), але погано обробляється різанням. При температурі вище  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  титан та його сплави легко окислюються та стають крихкими.

Технічний титан виготовляють двох марок: ВТ1- 00, що містить  $99,53\%$  Ті та ВТ1- 0 з вмістом  $99,48 \%$  Ті. У металургійній промисловості з титану виготовляють лист, трубу, прутки, дрід та інші напівфабрикати.

Властивості титану залежать від вмісту в ньому домішок. Наявність домішок, навіть у невеликих кількостях, значно підвищує твердість, міцність і знижує пластичність титана.

Постійними домішками титану є кисень, водень, азот, вуглець, залізо, кремній і деякі інші елементи. Всі домішки утворюють з титаном тверді розчини. Це сприяє сильному підвищенню міцності титану в присутності домішок. Причому деякі з цих домішок (азот, кисень, водень) можуть утворювати необмежені тверді розчини з титаном  $\alpha$ .

Для підвищення механічних властивостей титану в нього вводять легуючі елементи: алюміній, хром, марганець, молібден, залізо, олово, ванадій та ін. Легуючі елементи з титаном можуть утворювати: тверді розчини заміщення, інтерметалідні фази, карбіди, а при охолодженні в твердому стані в сплавах може протікати евтектоїдне перетворення.

Діаграму стану титану з Та, Fe,  $\text{O}_2$  показано на рис. 18.18.

За структурою у відпаленому стані всі титанові сплави поділяються на три основних класи:

- $\alpha$  - сплави, що мають при кімнатній температурі структуру  $\alpha$ -твердого розчину;
- псевдо  $\alpha$  - сплави (гексагональна кристалічна гратка);
- $\beta$ - сплави (кубіческая об'ємноцентрована гратка);
- $\alpha + \beta$  -сплави.

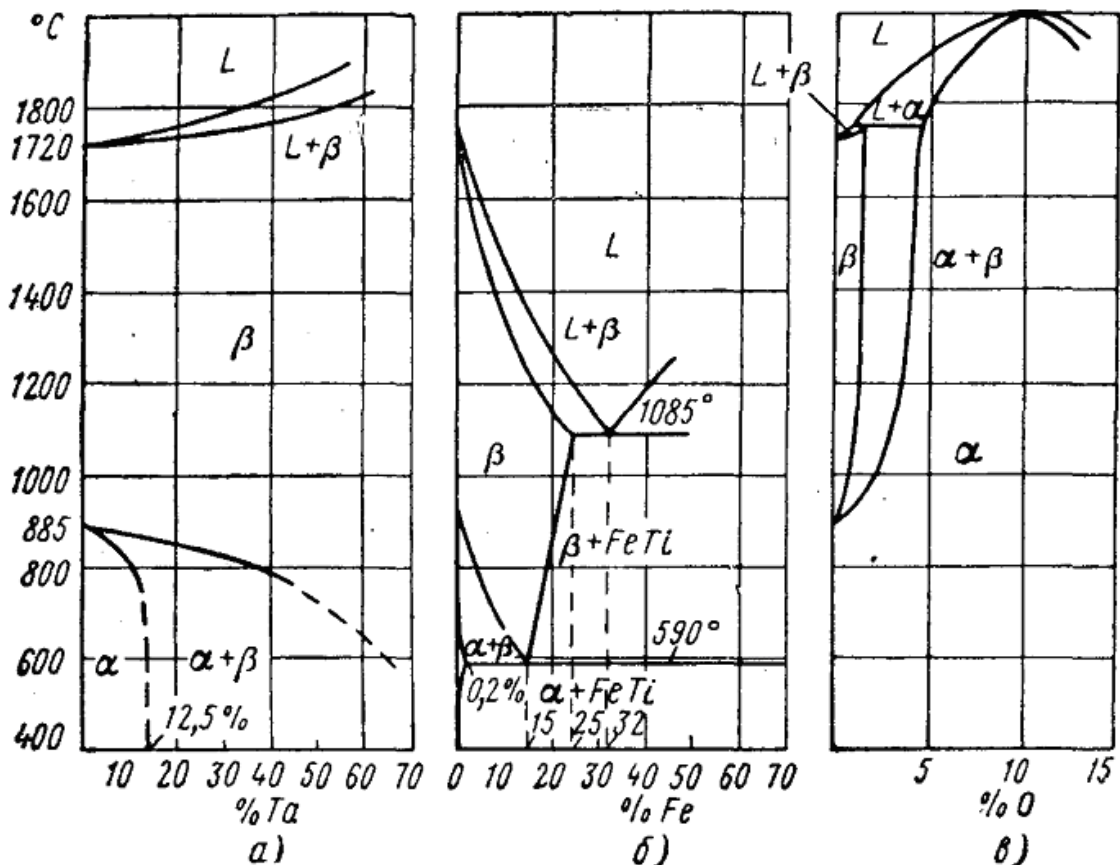


Рис. 18.18. Діаграма стану титану з Та (а), Fe (б), O<sub>2</sub> (в) [13]

Хімічний склад титанових сплавів показано в табл. 18.12.

18.12. Хімічний склад титанових сплавів [13]

Марка сплаву	Тип	Al	Cr	Mn	Mo	V
BT3	$\alpha + \beta$	4,0 - 6,2	2 - 3	-	-	-
BT3-1	$\alpha + \beta$	4,0 - 6,2	1,5 - 2,5	-	1,0 - 2,8	-
BT4	$\alpha + \beta$	4,0 - 5,0	-	1,0 - 2,0	-	-
OT4	$\alpha + \beta$	2,0 - 3,5	-	1,0 - 2,0	-	-
BT6	$\alpha + \beta$	5,0 - 6,5	-	-	-	3,5 - 4,5
BT8	$\alpha + \beta$	5,8 - 6,8	0,6 - 1,2	-	-	-
BT5	$\alpha$	4,0 - 5,5	-	-	-	-



## Сплави на основі $\alpha$ - титану

До  $\alpha$ -сплавів належать: технічний титан марок VT1 та VT2; сплави титану з 4-5% алюмінію марки VT5, що містить 5 % Al; сплави, додатково леговані з нейтральними добавками олова (Sn) та цирконію (Zr) (VT5-1). Структура цих сплавів являє собою  $\alpha$ -фазу. Сплави з  $\alpha$ -структурою в основному характеризуються середньою міцністю при кімнатній температурі, хорошою жароміцністю і жаростійкістю, відмінно зварюються. Недоліки: сплави термічною обробкою не зміцнюються і мають низьку технологічну пластичність.

### Сплави на основі псевдо $\alpha$ - титану

Вони мають переважно  $\alpha$ - структуру з невеликою кількістю  $\beta$  - фази (2-8%) внаслідок додаткового легування  $\beta$  - стабілізаторами: Mn, V, Ni, Mo та ін. До псевдо  $\alpha$  - сплавів належать сплави на базі систем: Ti - Al - Mn (групи OT), Ti, Mo, Zr (сплав AT2), Ti-Al-Cr-Fe-Si-V (група AT), Ti-Al-Zn-Sn-Mo-V (сплави BT20 і B18) і Ti-Al-Zn-Sn-V (сплав TC5). Зберігаючи переваги  $\alpha$ -сплавів, вони мають високою технологічною пластичністю завдяки наявності  $\beta$ -фази. Сплави - жароміцні, добре зварюються.

Ці сплави є малопластичними і можуть термічно оброблятися. Термічна обробка їх полягає в нагріванні сплаву до температури, що забезпечує отримання структури однорідного твердого розчину або  $\alpha$  +  $\beta$ -структури, витримуванні при даній температурі і подальшому охолодженні із заданою швидкістю.

Сплавами із  $\alpha$ -структурою є VT5: (5 % Al).

### Сплави на основі $\beta$ - титану

$\beta$  - сплави мають при нормальній температурі структуру  $\beta$  - твердого розчину. Вони пластичні, але маломіцні, не піддаються термічній обробці і в техніці не знаходять широкого застосування.

У псевдо  $\beta$  - сплавах (VT15) сплавах сумарна кількість легуючих елементів перевищує 20 %. Сплав VT15 отриманий на базі Ti-Al-Cr-Mo. У відпаленому стані має двофазну  $\alpha+\beta$  структуру, у якій переважає  $\beta$ - фаза, тому він і належить до псевдо  $\beta$ - сплавів. Сплав VT15 гартується на метастабільну фазу, розпаданню якої при наступному старінні забезпечує зміцнення. У сплаві B15 після старіння виявляється метастабільна  $\omega$ - фаза (мартенситна фаза особливого типу з гексагональною щільно упакованою ґраткою ГПУ), що окрихчує сплав. Для зворотного розчинення фази сплав B15 піддають високотемпературному старінню.

## Сплави на основі $\alpha + \beta$ - титану

При нормальній температурі  $\alpha + \beta$  -сплави мають структуру  $\alpha$  і  $\beta$ -твердих розчинів і рідше структуру твердого розчину  $\alpha$  і евтектоїда. Вони мають більш високими механічними властивостями, ніж однорідні  $\alpha$  і  $\beta$  -сплави, добре куються, штампуються, термічно обробляються і тому знаходять широке застосування в техніці. Всі ці сплави містять алюмінію від 4,0 до 6,8% як  $\alpha$ -стабілізатор і легуючі елементи - хром, марганець, ванадій (залежно від марки сплаву) як  $\beta$  -стабілізатор.

Основними промисловими титановими сплавами є сплави із  $\alpha + \beta$  -структурою ВТ6: (5-6,5% Al; 3,5-4,5% V) та сплав ВТ8 (5,8-6,8% Al та 2,8-3,8% Mo). Міцність цих сплавів коливається від 800 до 1200 МПа при відносному видовженні від 9 до 25% і ударній в'язкості від 300 до 600 кДж/м<sup>2</sup>.

На рис. 18.19 наведена мікроструктура сплаву ВТ6 після нагріву та повільного охолодження.

### *Термічна обробка титанових сплавів*

Титан та його  $\alpha$ -сплави термічною обробкою не зміцнюються, для них проводять тільки рекристалізаційний відпал. В останні роки широко застосовується вакуумний відпал, що призводить до зменшення кількості водню у сплаві і його крихкості.



Рис. 18.19. Мікроструктура сплаву ВТ6 після нагрівання та повільного охолодження (збільшення в 500 разів) [25]:

а – кулясті включення  $\alpha$  - фази, які були утворені при 900 °С, та

продукти розпаду  $\beta$  - фази на  $\alpha + \beta$  при охолодженні;  
б – продукти розпаду  $\beta$  - фази на  $\alpha + \beta$  при охолодженні від 1000 °С

У багатьох промислових сплавах типу ВТЗ та ВТЗ-1 у рівноважних умовах відбуваються евтектоїдні перетворення. Такі сплави належать до  $\alpha+\beta$  - сплавів, що піддаються зміцнюючій термічній обробці. У цих випадках нагрівання під загартування проводять до температур, що забезпечують одержання однофазної структури  $\alpha$ -твердого розчину, або до температур, коли сплав знаходиться у двофазному  $\alpha+\beta$ - стані. Наявність у сплавів титану високотемпературної модифікації  $\beta$ -фази, здатної до значного переохолодження, обумовлює одержання різноманітних структур залежно від режимів термічної обробки. Поліморфне перетворення  $\alpha \rightarrow \beta$  може мати два різних механізми. При невеликих переохолодженнях відносно рівноважної температури перетворення  $\alpha \rightarrow \beta$  відбувається дифузійним шляхом, а при значних ступенях переохолодження - бездифузійним (з утворенням мартенситу). Таким чином, при загартуванні з однофазної області перетворення  $\beta$ -фази відбувається подібно перетворенню аустеніту в сталях, і в результаті утвориться пересичений твердий розчин із деформованою кристалічною ґраткою, що на відміну від рівноважної  $\alpha$ -фази позначаються  $\alpha'$ . Повнота перетворення залежить від хімічного складу сплаву, що і визначає температурний інтервал мартенситного перетворення. Якщо температура кінця мартенситного перетворення (точка  $M_s$ ) лежить нижче кімнатної температури, то в структурі, крім мартенситної фази  $\alpha'$ , зберігається невелика кількість неперетвореної високотемпературної метастабільної  $\beta'$ -фази. Властивості загартованих сплавів залежать від відносної кількості отриманих у результаті загартування структурних складових сплаву. При збільшенні кількості мартенситної  $\beta'$ -фази, що має найбільшу твердість, міцність сплаву зростає і, відповідно, із збільшенням кількості м'якої  $\beta'$ -фази твердість і міцність сплаву знижується. У деяких сплавах (при невеликій кількості алюмінію) при загартуванні може виникнути проміжна метастабільна  $\omega$ -фаза високої твердості та крихкості.

При нагріванні загартованих титанових сплавів відбувається відпуск сплаву і одночасне старіння залишкової  $\beta'$ -фази. Старіння  $\beta'$ -фази до 400°С супроводжується підвищенням міцності і твердості, а при більш високій температурі відбувається розміцнення сплаву. Таким же чином впливає і час витримки сплаву при заданій

температурі. Отже, змінюючи температуру і час витримки при старінні, можна одержати різний комплекс механічних властивостей сплаву.

Антифрикційні властивості титанових сплавів невисокі. Для підвищення зносостійкості титанові сплави цементують або азотують при температурі 850-950 °С протягом 30-60 год в атмосфері азоту. Товщина дифузійного шару титану після азотування становить 0,15 мм, твердість 750-900 НV.

Мікроструктура сплавів титану після різних термічних обробок показано на рис. 18.20.

Властивості титанових сплавів наведено в табл. 18.13.

*Ливарні сплави титану* мають високу рідкотекучість (завдяки вузькому інтервалові кристалізації) і малу лінійну усадку (~ 1 %). Водночас у рідкому стані вони схильні до поглинання газів й до взаємодії з формовими матеріалами, що створює технологічні труднощі під час їх плавлення й розливання. Тому плавлення й розливання сплавів титану виконують у вакуумі або в захисних газах. Для лиття використовують марки ВТ5Л, ВТ6Л, ВТ14Л, які за своїм хімічним складом близькі до відповідних марок деформуємих сплавів. Ливарні сплави не рекомендується обробляти термічно, бо це знижує пластичність.

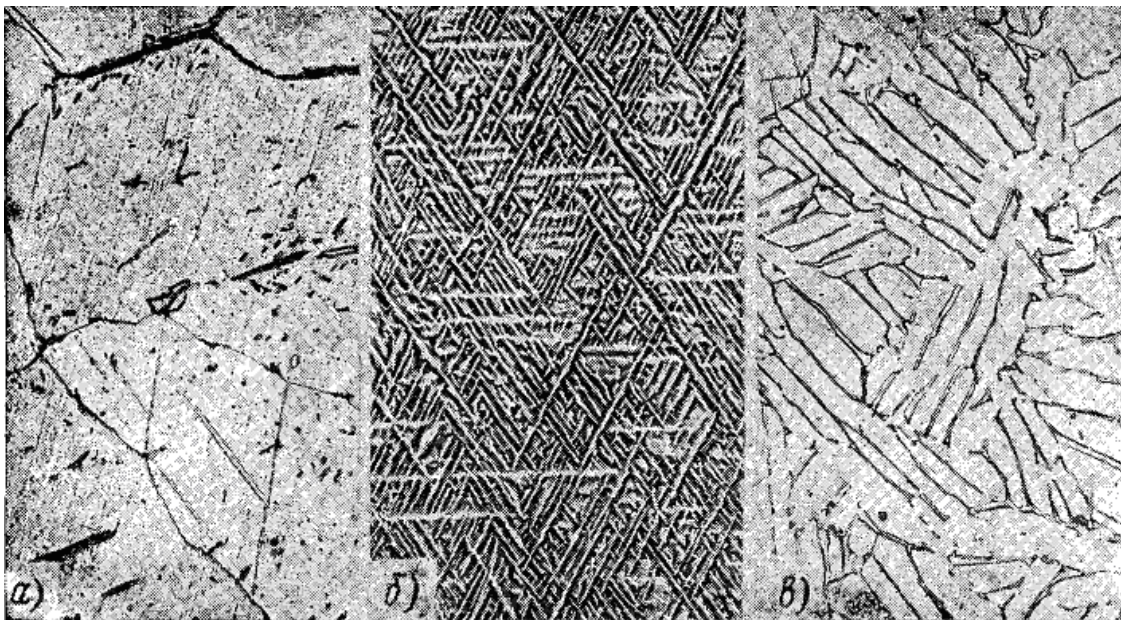


Рис. 18.20. Мікроструктура сплавів титану (збільшення в 400 разів) [13]:

- а -  $\alpha$  - твердий розчин (сплав ВТ-1);
- б -  $\alpha$  - фаза (мартенсит, отриманий після гартування сплаву ВТ-1 від 1075 °С);
- в -  $\alpha + \beta$  - тверді розчини (сплав ОТ4)

### 18.13. Властивості промислових титанових сплавів [13]

Марка сплаву	Тип	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
BT3	$\alpha + \beta$	950-1150	850-1050	10-16	25-40	0,3-0,6
BT3-1	$\alpha + \beta$	950-1200	850-1100	10-16	25-40	0,3-0,6
BT4	$\alpha + \beta$	800-900	700-800	15-22	20-30	-
OT4	$\alpha + \beta$	700-850	550-650	15-40	25-55	0,35-0,65
BT6	$\alpha + \beta$	900-1000	800-900	8-13	30-45	0,4-0,8
BT8	$\alpha + \beta$	1050-1180	950-1100	9-15	30-55	0,3-0,6
BT5	$\alpha$	800-950	700-850	12-25	30-45	0,3-0,6
BT1	$\alpha$	450-600	400-500	20-30	-	-

Характерними особливостями титанових сплавів є висока питома міцність, що характеризується відношенням межі міцності  $\sigma_B$ , до питомої ваги  $\gamma$ . Для титанових сплавів характерні:  $\sigma_B$  - 200-280 МПа, що значно більше, ніж для сплавів на алюмінієвій основі і сталі; висока корозійна стійкість в атмосферних умовах, у прісній і морській воді, кислотах органічного походження; підвищена жароміцність до 430-540° С, а в деяких випадках і до 650° С.

Оскільки титан має високу міцність при малій питомій вазі, його широко застосовують в криогенній техніці, авіації та ракетобудуванні для виготовлення корпусів двигунів, балонів для газу, сопел, дисків, лопаток компресорів, деталей кріплення, фюзеляжів. У хімічній промисловості з титану та його сплавів виготовляють компресори, клапани, вентилі для роботи в агресивних середовищах. У морському та річному суднобудуванні його використовують для обшивки морських суден, підводних човнів, виготовлення гребних гвинтів.

#### **Цинк і його сплави**

Цинк - метал з низькою температурою плавлення (419°С) і дуже низькою - кипіння (906°), високою питомою вагою (7,14). Міцність цинку низька ( $\sigma_B=150$  МПа) при високій пластичності ( $\delta \approx 50\%$ ). Кристалічна ґратка гексагональна. Алотропічних перетворень цей метал не має.



Цинк застосовується для гарячого і гальванічного оцинковування сталевих листів, у поліграфічній промисловості, для виготовлення гальванічних елементів тощо. Цинк використовується як добавка в різні сплави, в першу чергу в сплави міді (латунь тощо), і як основа цинкових сплавів (наприклад - легкоплавкі припої на основі цинку, цинкові бабіти), а також як друкарський метал.

Залежно від чистоти, цинк ділиться на марки (ГОСТ 3640-47): ЦВ (99,99% Zn); Ц0 (99,96); Ц1 (99,94); Ц2 (99,9), Ц3 (98,7); Ц4 (97,5). Домішки в технічному цинку - Рв (основне забруднення), Fe, Cd і деякі інші.

Звичайний легуючий компонент в цинкових сплавах - алюміній (до 5-10%). В системі Al-Zn можливе утворення двох твердих розчинів:  $\beta$ -твердий розчин (майже чистий цинк) і  $\alpha$ -твердий розчин на основі алюмінію, що розчиняє до 83% Zn (такий твердий розчин на основі алюмінію може містити 83% Zn і лише 17% Al). У певному інтервалі температур і концентрацій  $\alpha$ -твердий розчин розпадається на два твердих розчинів тієї ж кристалічної структури, багаті ( $\alpha_2$ ) і бідні ( $\alpha_1$ ) цинком.

Відповідно до діаграми стану Zn-Al (рис. 18.21),  $\alpha$  - твердий розчин при 275° зазнає евтектоїдного розпаду  $\alpha_2 \rightarrow \alpha_1 + \beta$ , причому розчинність цинку в алюмінії різко знижується у міру падіння температури нижче 275°. При швидкому охолодженні реакція евтектоїдного розпаду може не відбутися;  $\alpha_2$ -фаза переохолоджується до низьких температур. Структура нестійка і структурні зміни (розпад переохолодженої  $\alpha_2$ -фази), що відбуваються, викликають зміну в розмірах виробів, що особливо небажано для високоточних виливок (лиття під тиском). Добавка магнію (близько 0,1%) зменшує швидкість розпаду переохолодженого  $\alpha_2$ -твердого розчину і тому стабілізує розміри.

Таким чином, структура сплавів цинку з 5—10% Al є доевтектоїдний сплав  $\beta$ +евтектоїд ( $\alpha+\beta$ ) (рис. 18.22).

Сплави цинку з міддю не схильні до старіння, але за механічними властивостями вони гірші за сплави з алюмінієм. Найміцнішими цинковими сплавами є потрійні сплави Zn-Al-Cu. Структура цих сплавів дуже різноманітна (залежить, головним чином, від співвідношення і кількостей Al і Cu) і складається з первинних виділень  $\beta$  (чистий Zn),  $\alpha$  (розчин на базі Al, багатий Zn) або  $\epsilon$  (хімічні з'єднання  $CuZn_3$ ), подвійної евтектики  $\beta+\alpha$ ,  $\epsilon+\alpha$  або  $\beta+\epsilon$  і потрійної евтектики  $\alpha+\beta+\epsilon$ . Наприклад, литий сплав з 5% Al і 10% Cu має структуру: первинні кристали  $\epsilon$ , подвійна евтектика  $\epsilon+\beta$  і потрійна

$\varepsilon+\beta+\alpha$ . Склад і властивості деяких промислових цинкових сплавів наведено в табл. 18.14.

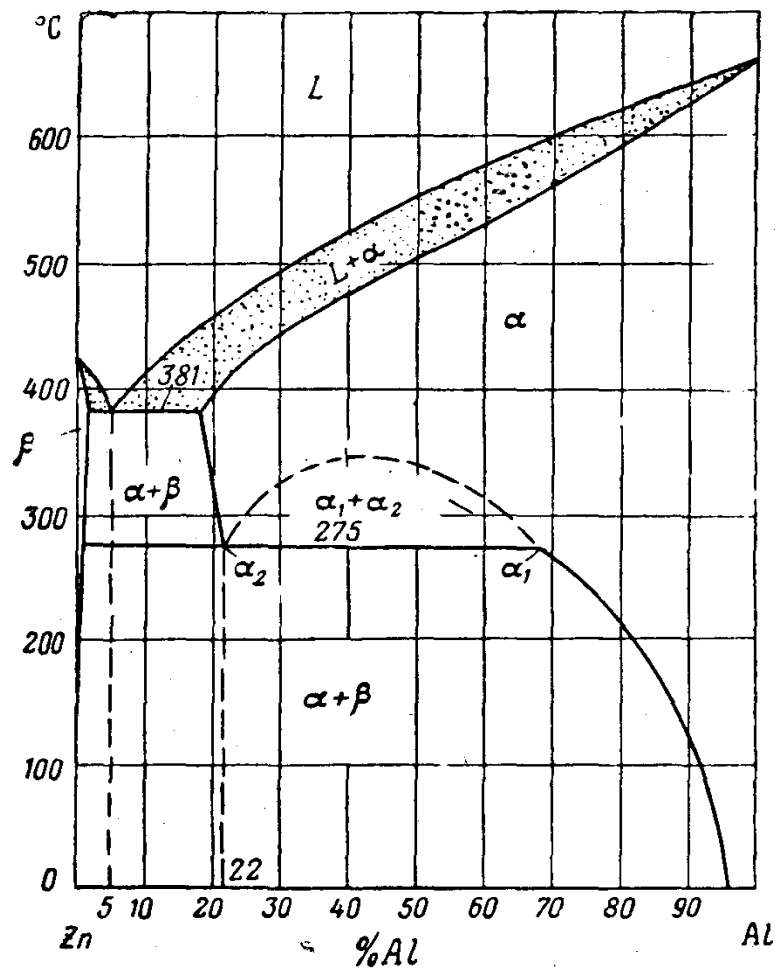


Рис. 18.21. Діаграма стану цинк — алюміній [13]

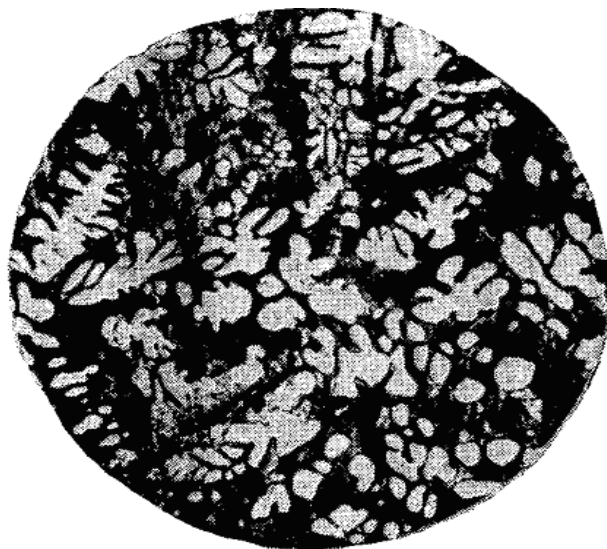


Рис. 18.22. Мікроструктура литого сплаву з 96% Zn, 4% Al [25]: дендрити  $\beta$  - фази (світлі);  $\alpha_2$  - фаза, що частково розпалась (темний)

фон) (збільшення в 100 разів)

## Сплави свинцю

Сплави для виливок шрифтів ручного і машинного набору повинні мати по можливості низьку температуру плавлення, достатньо високу твердість і мати найменший угар при переплавленнях. Для цієї мети були розроблені сплави на основах свинцю і цинку. Частіше за все застосовуються сплави на основі свинцю. Менш дефіцитні цинкові сплави, але у них вище температура плавлення і великий угар при переплавленнях.

Склад найпоширеніших друкарських металів і їх найважливіші властивості вказані в табл. 18.15.

18.14. Склад і властивості промислових цинкових сплавів [13]

Марка сплаву	Основні компоненти, % мас.			Властивості			Призначення
	Al	Cu	Mn	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	НВ	
ЦА 4	3,5-4,5	-	0,03-0,08	250-300	3-6	70-90	Для лиття під тиском
ЦАМ 4-1	3,5-4,5	0,75-1,25	0,03-0,08	270-330	2-5	80-100	
ЦАМ 4-3	3,5-4,5	2,5-3,5	0,02-0,10	320-380	2-3	80-120	
ЦМ 1	-	0,8-1,2	-	200-300	30-40	45-75	Для виготовлення листів, профілю прокату та пресування
ЦАМ 0,2-4	3,5-4,5	0,20-0,15	-	300-360	20-30	75-90	
ЦАМ 10-1	9-11	0,6-1,0	0,02-0,05	400-460	8-12	90-110	
ЦАМ 15	14-16	-	0,02-0,04	250-400	10-40	40-100	

### *Припої на олов'яній та свинцевій основі*

Розрізняють два види припоїв:

*м'які припої* з низькою температурою плавлення, що забезпечують лише герметичність спаю; механічні властивості спаю, як правило, дуже низькі ( $\sigma_b = 50\text{—}70$  МПа), і тому спаяна деталь не повинна піддаватися ніяким механічним навантаженням. Як *м'які припої* застосовують сплави легкоплавких металів Sn, Pb, Bi, Cd,



частіше всього сплави свинцю і олова. Склад та призначення сплавів олова показано в табл. 18.16.

*тверді припої*, що мають високу температуру плавлення; паяння цими припоями затруднено, але спай володіє високими механічними властивостями і при паянні мідних сплавів часто не гіршими, ніж основний метал.

18.15. Склад та властивості друкарських сплавів [13]

Марка сплаву	Основні компоненти, % мас.								t плавлення, °C	НВ у литому стані
	Sb	As	Sn	Al	Cu	Mg	Pb	Zn		
МШ1	13,5 - 15,0	3,5- 4,5	-	-	-	-	Основа	-	325	25-30
МШ2	14,0 - 16,0	2,7- 3,3	-	-	-	-	-  -	-	315	23-28
МШ3	14- 16	1,5- 2,5	-	-	-	-	-  -	-	320	23-30
МЛ1	9,5- 10,5	1,0- 1,5	-	-	-	-	-  -	-	250	-
ЛН1	11- 12	-	4,2- 4,8	-	-	-	-  -	-	245	22-23
ЦШ1	-	-	-	3,5- 4,5	0,06	0,02- 0,06	-	Основа	390	-
№ 3	-	-	-	2,2- 3,0	0,10	1,2- 1,8	-	-  -	400	-
№ 7	-	-	-	4,5- 5,5	3,5- 4,5	1,5- 2,0	-	-  -	460	-

18.16. Склад та призначення сплавів олова [13]

Марка	Sn, % мас. (не менше)	Сума домішок, % мас. (не більше)	Призначення
O1	99,90	0,10	Лудіння консервної жерсті
O2	99,56	0,44	Лудіння кухонного посуду

Крім того, олово марок O1 і O2, а також більш низьких марок (0,3—98,35% Sn і 04—96,25% Sn) застосовується для паяння і

виготовлення бабітів і припоїв. Міцність олова при кімнатній температурі становить близько 25 МПа, а міцність паяного шва, внаслідок утворення твердих розчинів з основним металом, 40-90 МПа (залежно від того, який метал паяється, і форми шва — у напустк, стик тощо).

Діаграма стану Pb—Sn показана на рис. 18.23, а хімічний склад та властивості Pb—Sn припоїв - у табл. 18.17.

Найлегкоплавкішим сплавом у системі Pb—Sn є евтектичний, що містить 62% Sn і 38% Pb (приблизно 2/3 Sn і 1/3 Pb). У виробництві він часто називається *третником*. Температура плавлення сплаву 183°C. Стандартне позначення сплаву — ПОС-61 (припой олов'яно-свинцевий, 61% олова). Припої ПОС-40 і ПОС-30 містять 40 і 30% Sn і мають, як це видно з рис. 18.23, трохи більш високу температуру плавлення.

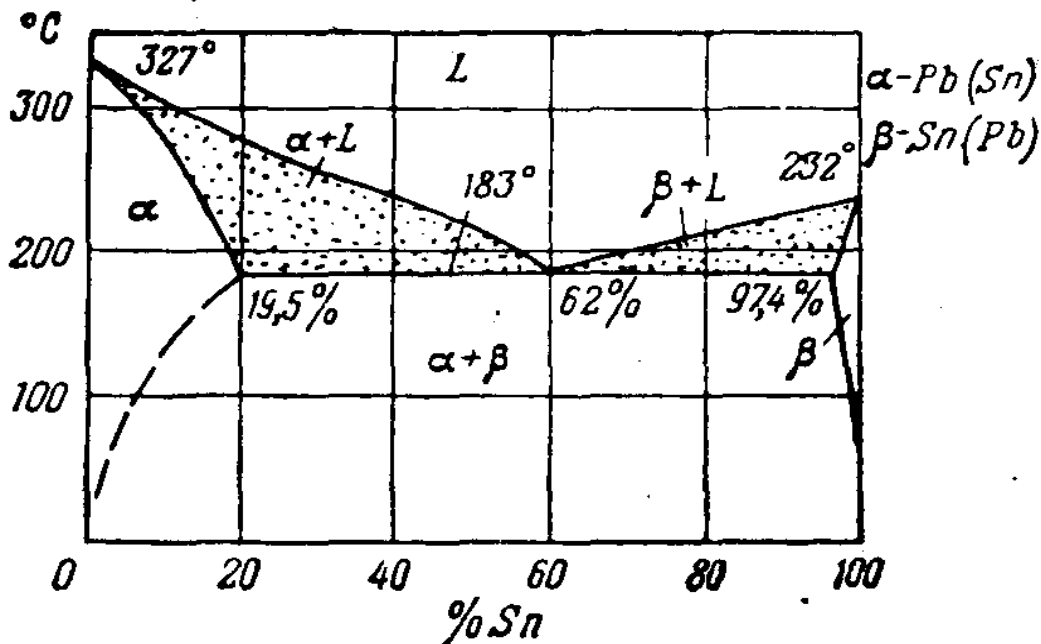


Рис. 18.23. Діаграма стану свинець - олово [13]

Крім перерахованих у таблиці, знаходять застосування й інші марки м'яких припоїв, наприклад, малоолов'яністі припої - ПОС-10, ПОС-5 і деякі інші, що містять всього 5-10% олова і тому менш дефіцитні, ніж припої складів, наведених в табл. 18.17. Проте за фізичними і технологічними властивостями вони поступаються першим - у малоолов'янистих припоїв вище температурний інтервал кристалізації (265-299 °C у сплаві ПОС-10 і 300-314° C у сплаві ПОС-5), менша міцність і рідкотекучість.

Крім олов'яно-свинцевих припоїв, застосовуються і олов'яно-цинкові з 90, 70, 60 і 40% олова, решта - цинк (марки припоїв - ПОЦ-

90, ПОЦ-70, ПОЦ-60 і ПОЦ-40).

Діаграму стану олово - цинк показано на рис. 18.24. Крайшим з цієї серії сплавів є припой ПОЦ-90, який за складом відповідаєчій евтектиці, тобто має найнижчу температуру початку кристалізації (199 °С за діаграмою стану, фактично ж, у зв'язку з коливаннями в хімічному складі, не вище 202°С).

#### 18.17. Маркування, хімічний склад і властивості легких Pb-Sn припоїв

Марка сплаву	Вміст елементів, % мас.			Властивості				
	Sn	Sb	Pb	Інтервал кристалізації, °С	Рідко-текучість, см	Електро-провідність, м/ом·мм <sup>2</sup>	σ <sub>в</sub> , МПа	
							металу	шва
ПОС-90	89-90	0,15	Решта	185-220	135	-	43	-
ПОС-61	56-61	0,8	Те ж	183-185	135	6,9	47	40-80
ПОС-50	49-50	0,8	-  -	183-210	115	6,4	38	50-90
ПОС-40	39-40	1,5-2,0	-  -	183-235	91	5,7	38	40-110
ПОС-30	29-30	1,5-2,0	-  -	183-256	63	5,5	33	30-90
ПОС-18	17-18	2,0-2,5	-  -	183-277	60	4,5	28	40-80

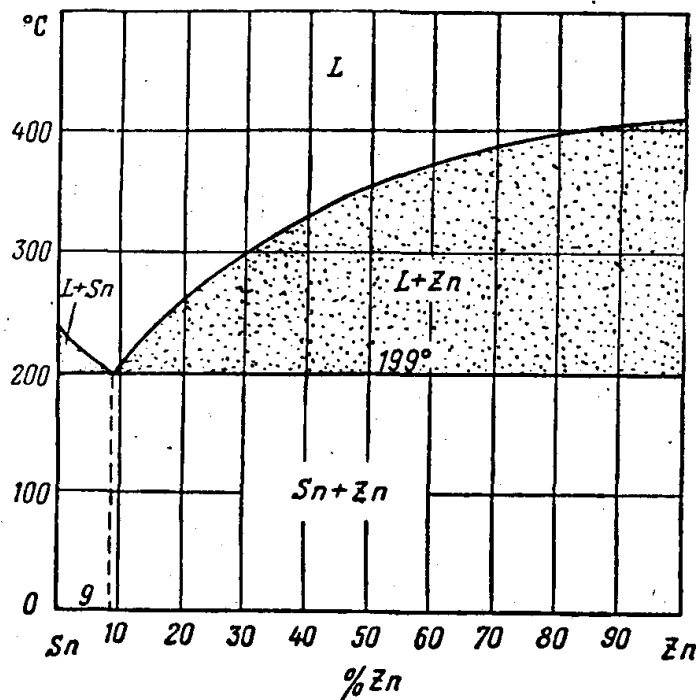


Рис. 18.24. Діаграма стану олово - цинк [13]

Сплави ПОЦ-70, ПОЦ-60 і ПОЦ-40 мають відповідно температуру початку кристалізації відповідно 325, 345 і 365 °С (кінець у всіх лежить при 199°С). Олов'яноцинкові припої порівняно з олов'яно-свинцевими мають більш високу міцність, меншу пластичність.

Використовують також свинцево-срібні припої, хімічний склад та властивості яких наведені в табл. 18.18.

18.18. Хімічний склад та властивості свинцево-срібних припоїв [13]

Марка припою	Вміст елементів, % мас.			Властивості		
	Sn	Ag	Pb	Інтервал кристалізації, °С	Електропровідність, м/ом·мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , МПа
ПСр1,5	0,75-1,2	1,3-1,7	Решта	309-309	-	-
ПСр2,5	-	2,3-2,7	Решта	304-304	5,2	33
ПСр 3	-	2,7-3,3	Решта	300-305	5,0	31

Свинцево-срібні припої застосовуються при паянні міді і її сплавів. При паянні міді припоєм, що містить олово, може утворитися з'єднання  $Cu_3Sn$ , що веде до окрихчуванню шва; очевидно, що в першому випадку це явище не повинне спостерігатися.

Тверді припої мають температуру плавлення в інтервалі 800—

900°C і є сплавами міді і цинку (латунь) і міді, цинку і срібла (так звані срібні припої). Останні застосовуються при паянні електроприладів, коли електропровідність спаю не повинна зменшуватися порівняно з електропровідністю основного металу. Для прикладу твердих припоїв у табл. 18.19 наведено склад деяких срібних припоїв (ГОСТ 8190—56) і їх властивості.

Іншими твердими припоями є латунь, більш дешева, ніж срібні припої.

#### 18.19. Хімічний склад та властивості срібних припоїв [13]

Марка припою	Вміст елементів, % мас.			Властивості	
	Ag	Cu	Zn	Інтервал кристалізації, °C	Електроопір, ом·мм <sup>2</sup> /м
ПСр72	Решта	27,3-28,5	-	779-779	0,022
ПСр50	Те ж	49,3-50,5	-	779-850	0,025
ПСр45	-  -	29,5-30,5	24,0-26,5	660-725	0,097
ПСр25	-  -	39,0-41,0	33,5-37,0	745-775	0,069
ПСр10	-  -	52,0-54,0	35,5-39,0	815-850	0,065

**Антифрикційні сплави.** Антифрикційні сплави повинні:

- а) мати низький коефіцієнт тертя;
- б) добре припрацьовуватися, тобто за мінімальний час приймати підшипником контурів конфігурації вала;
- в) витримувати великий питомий тиск, тобто бути досить міцними і пластичними;
- г) мати більш низьку твердість порівняно з валом, тобто не викликати знос вала, оскільки при ремонті підшипник легше змінити, ніж вал;
- д) забезпечувати хороше змащення;
- є) володіти високою теплопровідністю і корозійною стійкістю;
- ж) мати хороші технологічні та ливарні властивості.

Для дотримання вказаних вимог антифрикційні сплави повинні мати різномірну структуру, тобто складатися з м'якої, пластичної основи, в яку повинні бути вкраплені тверді частинки. При роботі вала тверді структурні складові є опорою для нього, а м'які частинки, спрацьовуючись при терті, сприяють утворенню на поверхні мікроканалів, по яких циркулює масло. При збільшенні тиску на вал тверді частинки вдавлюватимуться в м'яку основу і тому не дряпатимуть вал.

З цією метою застосовуються чавун, бронза і легкоплавкі сплави на основі свинцю, олова, цинку або алюмінію, так звані баббіти.

Не дивлячись на все більше застосування в машинах

підшипників кочення (кулькових або роликових), підшипники ковзання також застосовуються достатньо широко.

Матеріал вкладиша повинен:

- а) мати із сталеву поверхню валу малий коефіцієнт тертя;
- б) мало зношуватися по поверхні тертя;
- в) витримувати достатній питомий тиск.

Перша і друга вимоги задовольняються тоді, коли поверхня валу і вкладиша розділена плівкою мастила. Якщо структура вкладиша неоднорідна і складається з твердих включень і м'якої основи, то після нетривалої роботи («припрацювання») на поверхні вкладиша утворюється мікрорельєф (рис. 18.25) - тверді включення виступають і між валом і вкладишем утворюється простір, в якому утримується мастило. Краще всього подібна схема структури виходить у сплавів олова і сплавів свинцю. Проте ці сплави через свою низьку міцність не можуть витримувати великого тиску, а внаслідок низької температури плавлення - порівняно невеликого розігрівання.

У сучасному машинобудуванні застосовують для вкладишів підшипників чавуни, бронза і бабіти.



Рис. 18.25. Поверхня розділу вкладиш — вал [13]

Чавунні вкладиші виготовляють з сірого перлітного чавуну (АЧЦ-1 і АЧЦ-2). Це найдешевший матеріал для вкладишів. Він може витримувати значний питомий тиск, але, зважаючи на більш високий коефіцієнт тертя (у пари сталь—чавун порівняно з парою бронза-сталь або бабіт-сталь) чавунні вкладиші не слід застосовувати у швидкохідних двигунах.

Бронзові вкладиші виготовляють з олов'янистої і свинцевої бронзи. Через неоднорідну структуру бронзи (у олов'янистої бронзи  $\alpha$ -твердий розчин є м'якою основою, а евтектід  $\alpha+\delta$ -твердими включеннями) мастило добре утримується на поверхні вкладиша.

Бронза має високу міцність. Сказане дозволяє застосовувати бронзові вкладиші для відповідальних підшипників, що працюють у важких умовах: великий питомий тиск і частота обертання.

При застосуванні дуже м'яких легкоплавких підшипникових сплавів забезпечується краще збереження шийки вала. Бабіти, крім того, мають і мінімальний коефіцієнт тертя із сталлю і добре утримують мастило. Тому разом з чавунними і бронзовими вкладишами широке застосування в машинобудуванні мають для вкладишів підшипників легкоплавкі сплави на основі олова, свинцю, а також цинку і алюмінію.

**Бабіти** – це антифрикційні сплави на основі олова, свинцю, цинку та алюмінію, які мають спеціальні антифрикційні властивості, що виявляються при терті в підшипниках ковзання. Це - низький коефіцієнт тертя, добре припрацювання до іншої деталі, висока теплопровідність, здатність утримувати мастило.

Бабіти застосовують для заливання вкладишів підшипників ковзання, що працюють при великих швидкостях та змінних ударних навантаженнях. Тому підшипник підбирають з такого матеріалу, який запобігає зношуванню вала, створює умови для оптимального змащення вала та зменшення тертя і сам при цьому спрацьовується мінімально. Виходячи з цих вимог, антифрикційний матеріал повинен мати досить міцну та пластичну основу, в якій містяться тверді включення. При терті пластична основа частково зношується, а вал спирається на тверді включення. В цьому випадку тертя відбувається не по всій поверхні підшипника, а мастило утримується в місцях пластичної основи, що найбільш спрацьовуються.

За хімічним складом бабіти поділяються на групи: олов'яністі, свинцеві, цинкові та алюмінієві. Хімічний склад та властивості бабітів показані в табл. 18.20 - 18.22.

У табл. 18.20 наведено склад бабітів, які можна розділити на 3 групи. До першої належать олов'яно-сурьм'яністі (Б83 і Б89), до другої свинцево-олов'яно-сурьм'яні (Б6, БТ, БН, Б16), в третій — свинцеві бабіти, що не містять олова (БС, БК).

Кращим антифрикційним сплавом є олов'янистий бабіт марки Б83, що містить 83% Sn, 11% Sb, 6% Cu. Мідь введена в сплав для запобігання ліквідації за питомою вагою, а також для утворення твердих структурних складових. Мідь з оловом утворює хімічну сполуку  $Cu_3Sn$ , яка кристалізується, насамперед, і утворює начебто скелет, на якому затримуються кристали  $\beta$ -твердого розчину олова в хімічній сполуці SnSb, що має малу питому вагу.

Мікроструктура бабіту Б83 (рис. 18.26) складається з темної

пластичної основи твердого розчину Sb в Cu і Sn ( $\alpha$ -фаза), світлих твердих частинок SnSb квадратної або прямокутної форми та дрібних зірочок і голочок кристалів  $Cu_6Sn_5$  ( $Cu_3Sn$ ). При перегріванні бабіту утворюються фази великих розмірів, і його якість погіршується.

Бабіти другої групи Б6, БН, БТ, окрім олова, сурми і міді, містять ще добавки інших компонентів. Призначення цих присадок різне - миш'як збільшує рідкотекучість (полегшується заливка вкладиша), нікель підвищує твердість, що зменшує знос, аналогічно впливає і кадмій. Роль теллура і миш'яку — утворювати дрібні тверді включення ( $TePb$  і  $AsPb$ ), що підвищують зносостійкість бабіту.

Олов'яно-сурьм'яністі бабіти (Б83 і Б89) з перерахованих трьох груп є якнайкращими. Олов'яна основа в'язка, пластична і менш схильна до втомного руйнування. Ці бабіти застосовуються тільки для залиття підшипників і вкладишів машин великої потужності.



18.20. Хімічний склад та властивості олов'яно-сурьм'янистих, свинцево-олов'янисто-сурьм'яних та свинцевих бабітів [13]

Марка	Вміст елементів, % мас.					Структура		Властивості					
	Sn	Sb	Cu	Pb	Інші	М'ягка основа	Тверді включення	Питома вага, г/см <sup>3</sup>	t плавлення, °С	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	Коефіцієнт тертя з мастилом	Коефіцієнт лінійного розширення
Б83	Основа	10-12	5,5-6,5	-	-	Sn	SnSb, Cu <sub>2</sub> Sn, Cu <sub>3</sub> Sn	7,4	380	90	6	0,005	21·10 <sup>-6</sup>
Б89	Основа	7,3-8,3	2,5-3,5	-	-	Sn		7,3	342	90	9	-	-
Б6	5-6	14-16	2,5-3,0	Основа	1,8-2,3Cd	Pb	SnSb, Cu <sub>3</sub> Sn	9,6	460	70	0,5	0,005	21·10 <sup>-6</sup>
БТ	9-11	14-16	0,7-1,1	Те ж	<sup>0,05-0,20</sup> Te	Pb	SnSb	-	-	80	2	0,009	23·10 <sup>-6</sup>
БН	9-11	13-15	1,5-2,0	-    -	<sup>0,5-0,9</sup> As <sup>0,8-1,3</sup> Ni <sup>1,3-1,8</sup> Cd	Pb	SnSb, SnAs <sub>2</sub>	9,5	400	70	1	0,006	-
Б16	15-17	15-17	1,5-2,0	-    -	-	Pb	SnSb, Cu <sub>2</sub> Sn	9,3	410	80	0,5	0,006	24·10 <sup>-6</sup>
БС	-	16-18	1,0-1,5	-    -	-	Евтектика (Pb+Sb)	Sb	10,1	410	42	0,5	0,007	26·10 <sup>-6</sup>
БК	-	-	-	-    -	<sup>0,9-1,2</sup> Ca <sup>0,6-0,9</sup> Na	Pb	Pb <sub>3</sub> Ca, Pb <sub>3</sub> Na	10,5	470	100	2,5	0,004	26·10 <sup>-6</sup>

### 18.21. Хімічний склад та властивості цинкових бабітів [13]

Марка	Вміст елементів, % мас.		Структура		Властивості					
	Al	Cu	М'ягка основа	Тверді включення	Питома вага, г/см <sup>3</sup>	t плавлення, °С	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	Коефіцієнт тертя	Коефіцієнт лінійного розширення
ЦАМ-10-5	10	5	Евтектика (Zn+Al+CuZn <sub>3</sub> )	Al	6,3	395	300	0.5	0,009	27·10 <sup>-6</sup>
ЦАМ-10-5	5	10	Евтектика (Zn+Al+CuZn <sub>3</sub> )	CuZn <sub>3</sub>	7,1	500	300	1	-	28·10 <sup>-6</sup>

### 18.22. Хімічний склад та властивості алюмінієвих бабітів [13]

Марка	Вміст елементів, % мас.					Структура		Властивості				
	Sb	Pb	Mg	Ni	Інші	М'ягка основа	Тверді включення	Питома вага, г/см <sup>3</sup>	t плавлення, °С	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	Коефіцієнт лінійного розширення
АСС6-5	5 - 6	4-5	0,5-0,7	-	-	Al	AlSb	3,10	750	80	14	24,0·10 <sup>-6</sup>
АСМ	3,5 – 5	-	0,5-0,7	-	-	Al	AlSb	2,80	750	85	29	24,0·10 <sup>-6</sup>
АН 2,5	-	-	-	2,7-3,4	-	Al	Al <sub>3</sub> Ni	2,85	650	140	23	25,5·10 <sup>-6</sup>
Алькусін Д	-	-	-	-	7,5-9,5Cu 1,5-2,5Si	Al	CuAl <sub>2</sub>	2,85	632	160	1	25,7·10 <sup>-6</sup>

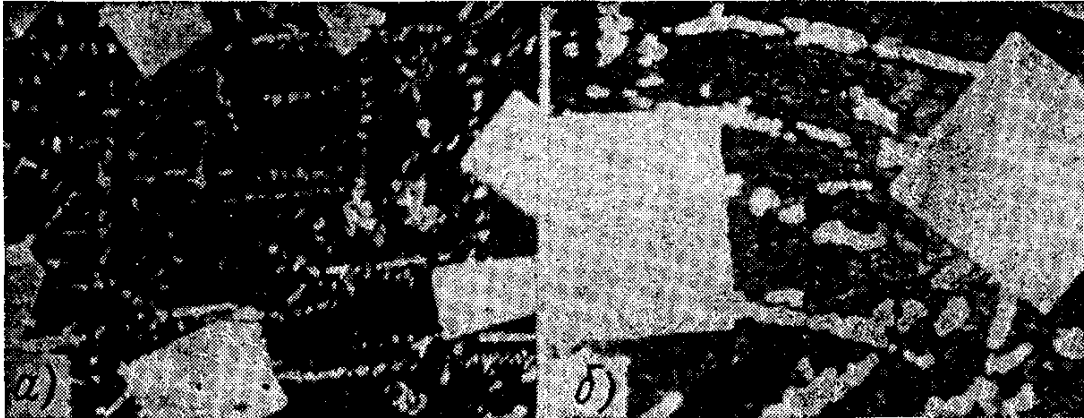


Рис. 18.26. Мікроструктура олов'янистого бабіту марки Б83 [13]:  
а - структура в нормальному стані; б - виліток з перегріванням

Олов'яністі бабіти використовують у підшипниках турбін дизельних двигунів крупних пароплавів, турбонасосів, турбокомпресорів, електричних та інших навантажених машин.

На другому місці стоїть олов'яно-свинцево-сурьм'яний бабіт (Б16), де м'яка основа - свинець. Вони значно дешевше олов'яно-свинцевих, а за якістю поступають їм не набагато. Мікроструктура бабіту марки Б16, що містить 15-17% Sn; 15-17% Sb; 1,5-2,0 % Cu, складається з м'якої основи - евтектики (свинцю і твердого розчину сурми в олові).

Це найпоширеніші марки бабітів. Гіршим є свинцевосурьм'яний бабіт (БС), основою якого є недостатньо пластична евтектика Pb+Sb.

Для інших підшипників використовують бабіти, в яких частина олова замінена свинцем, а також безолов'яністі бабіти марок БС, БК. Бабіт БК, що використовується у залізничному транспорті, як і бабіт БС, є відносно дешевим сплавом, його структура: основа-свинець, тверді включення - хімічні з'єднання свинцю з кальцієм і натрієм.

Для легкоплавких підшипникових сплавів застосовують сплави системи Pb-Sb, Sn-Sb і Pb-Sn-Sb, а також цинкові бабіти на основі Zn (з добавками Cu і Al) і алюмінієві бабіти на основі Al (з добавками Cu, Sb, Ni та ін.). Діаграма стану системи Pb-Sb наведена на рис. 18.27.

Свинець має твердість HB 3, сурма - HB 30, евтектика, що складається з 13% Sb і 87%Pb, - HB 7-8. Очевидно, доевтектичні сплави, що мають структуру евтектика + свинець, дуже м'які, і відповідними є заевтектичні сплави, що містять 16-18% Sb. М'якою основою є евтектика з твердими включеннями (кристалами сурми), кількість яких складає близько 5% від загального об'єму сплаву.

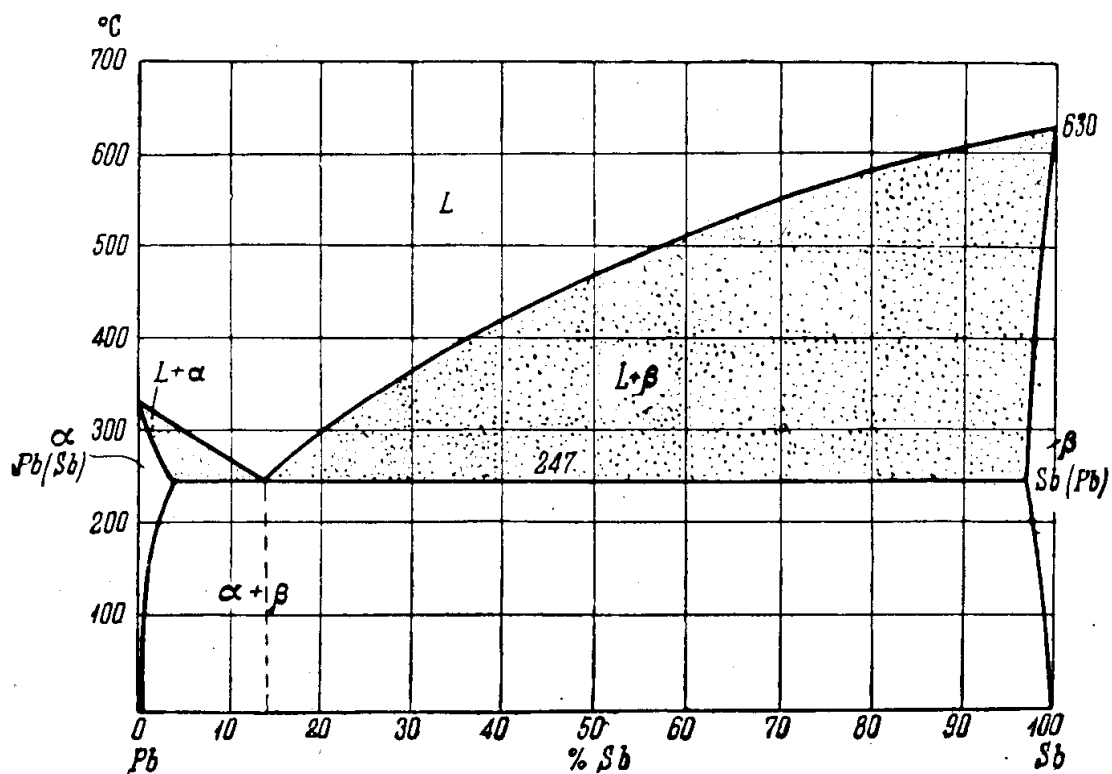


Рис. 18.27. Діаграма стану сплаву свинець - сурма [13]

У системі Sn—Sb (рис. 18.28) олово має низьку твердість - близько HB 5. Відповідною композицією буде сплав, що складається з 13% Sb і 87% Sn, має двофазну структуру  $\alpha + \beta'$ , де  $\alpha$  - твердий розчин на базі Sn (м'яка основа);  $\beta'$  - твердий розчин на базі інтерметалевого з'єднання SnSb (тверді включення).

Олов'яно-свинцево-сурьм'янистий підшипниковий сплав м'якою основою має твердий розчин на базі свинцю, а твердими включеннями служать включення з'єднання SnSb. Перераховані сплави містять, як правило, добавку міді, яка, з одного боку, зменшує ліквіацію за питомою вагою, а з іншого, утворює з'єднання  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ , що виконує в сплаві роль твердих включень.

Дефіцитність олова, а також і свинцю змушує знаходити і застосовувати сплави на іншій, менш дефіцитній основі (цинк, алюміній).

Як цинкові підшипникові сплави застосовують марки ЦАМ-10-5 і ЦАМ-5-10. Їх склад наведено у табл. 18.21 (зазначається структура і деякі властивості). Цинкові сплави ЦАМ-10-5 і ЦАМ-5-10 поступаються бабітам на олов'яній основі за пластичністю, коефіцієнтами тертя і лінійного розширення і приблизно рівноцінні свинцевим бабітам.

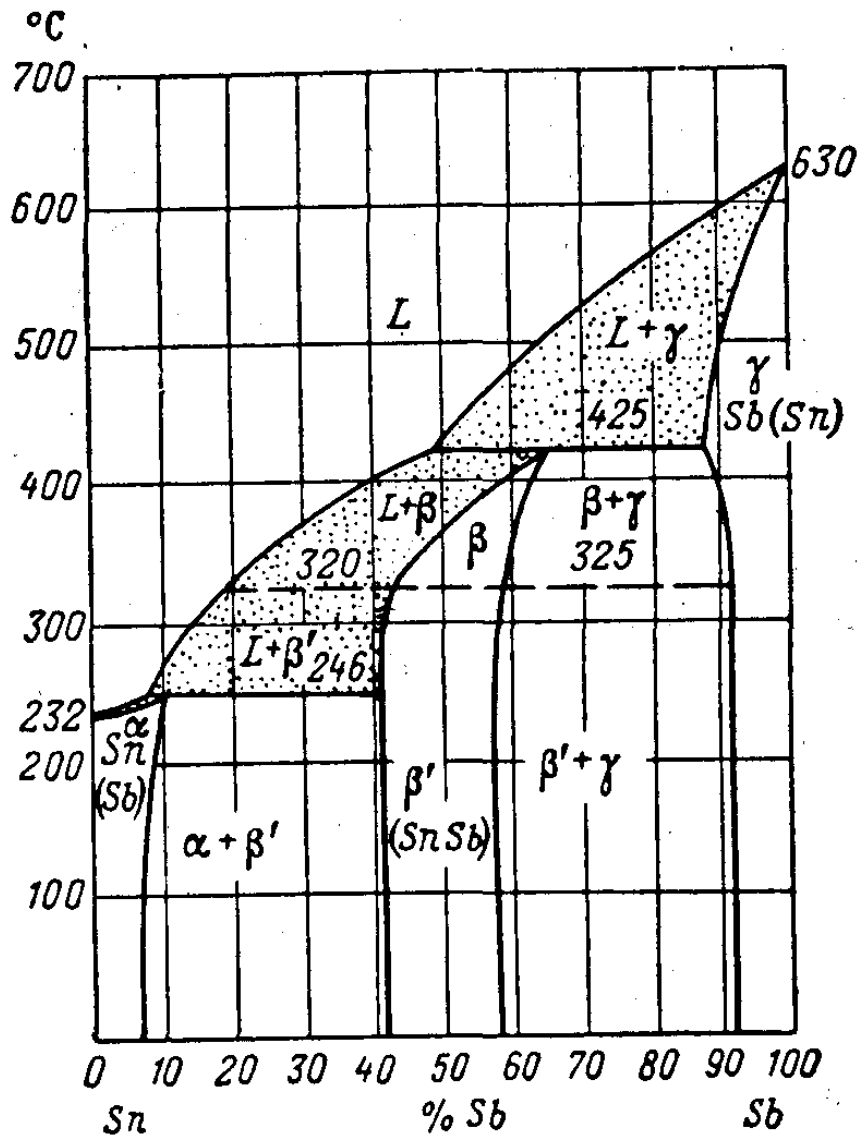


Рис. 18.28. Діаграма стану сплаву олово - сурма [13]

Є також серія алюмінієвих сплавів, що використовуються як підшипникові. Це двофазні високолеговані сплави, в яких твердий розчин на базі алюмінію є м'якою основою, а хімічні з'єднання — твердими включеннями. Склад і деякі властивості алюмінієвих підшипникових сплавів наведено в табл.18.22. Алюмінієві підшипникові сплави мають гарні властивості (низький коефіцієнт тертя і високу зносостійкість), але за технологічністю вони поступаються звичайним бабітам. Їх більш висока твердість є швидше недоліком, ніж перевагою, оскільки вимагає обробки цапф і вкладиша підвищеної чистоти, а шийка вала повинна бути твердою. Недотримання цих умов викличе прискорений знос. Високий коефіцієнт лінійного розширення алюмінієвих бабітів вимагає більш ретельного складання з великими зазорами. Алюмінієві бабіти

застосовуються замість олов'яних і свинцевих бабітів, а також — свинцевої бронзи.

Крім алюмінієвих сплавів, вказаних в табл. 18.22, починають застосовуватися алюмінієво-олов'яні сплави такого ж призначення, що містять 6—7% Sn і різні додаткові добавки в кількості 1—2% (Ni, Cu, Si).

### ***Багатошарові підшипники ковзання***

Пластичні маси – це з'єднання штучних смол з наповнювачами. Пластичні властивості досить високі. Пресуванням або відливанням під тиском їм може бути надана будь-яка форма.

Пластичні маси бувають термореактивні та термопластичні.

*Термореактивні* пластичні маси (бакеліт, амінопласти, гліфталь, полівінілові смоли) при нагріванні зазнають структурних змін, внаслідок чого маса стає неплавною і нерозчинною.

*Термопластичні* маси (целулоїд, асфальто-пекові маси) при нагріванні тільки розм'якшуються, не набуваючи нових властивостей.

В окрему групу виділяються шаруваті пластичні маси (текстоліт, бумоліт, бакелізована фанера), які виготовляють шляхом просочення різних листових матеріалів (тканина, папір, дерево), цементуючим складом (штучними смолами).

Приготування термореактивних пластичних мас зводиться до отримання штучних смол і перемішування їх з наповнювачами. Так, наприклад, для виготовлення амінопластів беруть сечовину і формальдегід, що взаємодіють у присутності каталізатора. Отриману смолу карбідну змішують з наповнювачем - звичайно сульфитною целюлозою. Гліфтальові смоли одержують взаємодією гліцерину з фталевим альдегідом, полівінілові смоли — полімеризацією різних вінілових з'єднань.

З штучних смол найбільше застосування в промисловості знайшли фенолальдегідні смоли (бакеліти). Їх одержують з фенолу або крезолу змішуванням з формальдегідом або оцтовим альдегідом у присутності каталізатора і при нагріванні. Залежно від співвідношення реагентів, каталізатора і ступеня сушки, смола може бути отримана в твердому вигляді або у вигляді пластичної маси.

Смола буває трьох видів: стадія А (резол) — смола плавиться і розчиняється; стадія В (резитол) — проміжна стадія, погано плавиться і погано розчиняється; стадія С (резит) — кінцева стадія, твердий продукт, неплавкий і нерозчинний. Перехід від стадії А до стадії С називається бакелізацією. Цей перехід відбувається з більшою швидкістю при підігріванні і додаванні уротропіну.

Змішуванням бакелітових смол з наповнювачами (деревне

борошно, очоси виляску, тканина, папір, азбест) одержують пластичні бакелітові маси. Способи цього змішування різні: змішування розчину смоли з наповнювачем, просочення смолою наповнювачів, конденсація на наповнювачі і змішування наповнювача і подрібненої сухої смоли на гарячих вальцях.

З групи термопластів найбільш поширені маси, отримані на основі ефірів целюлози: целулоїд, твердий розчин нітроцелюлози в камфорі; етрол, що отримують вальцюванням ефірів у присутності води без летючого розчинника з пластифікаторами.

Велике практичне значення в машинобудуванні мають шаруваті пластичні маси, що отримують просочуванням різних листових матеріалів бакелітовими смолами. З них найбільш часто застосовують наступні:

*Текстоліт* - просочені спиртовим розчином штучних смол тканини (міткаль, бязь, дук, батист).

*Лігнофоль або бакелізована фанера* - просочений бакелітовою смолою деревний шпон, просушений і спресований або листи шпону, прокладені папером, просочені смолою і спресовані.

*Лігностон* - пресована деревина, іноді просочена різними маслами і смолами.

*Волокніти* - просочені штучними смолами або ефірами целюлози волокна виляску (бавовна, лінтер), льону, відходи льону або мінеральні волокна (азбест).

Теплопровідність пластмас низька. При відсутності достатнього охолодження може відбутися обвуглювання і поломка підшипника. Теплопровідність деяких підшипників з пластмас у п'ятсот разів менше теплопровідності металів.

При високій температурі вал і підшипник розширюються неоднаково, що може призвести до заїдання валу. Тому для підшипників з пластмас передбачають більший зазор. Взагалі теплове розширення пластмас більше, ніж металів, але верхні шари підшипника внаслідок поганої теплопровідності матеріалу нагріваються слабше нижніх і перешкоджають розширенню. Металеві касети підшипників перешкоджають термічному розширенню, тому при конструюванні в них передбачають прорізи. Коефіцієнти тертя пластичних мас нижче за коефіцієнти тертя металів. Так, наприклад, коефіцієнт тертя текстів льону при змащенні водою рівний від 0,0075 до 0,0238, а для бабіту при змащенні оливою від 0,0654 до 0,0678, при змочуванні водою—0,110.

У результаті проведених випробувань встановлено, що найстійкішою пластичною масою є волокніт із змістом 5% графіту,

при роботі з швидкостями, що не перевищують 15 м/с, при змащенні мінеральним маслом. При роботі у воді найпридатнішим виявився волокніт з волокнами, розташованими перпендикулярно осі валу, а також волокніт без графіту. Останні пластики не можуть бути використані для роботи з маслом через їх погану теплопровідність.

При волоконному наповнювачі (лінтер) коефіцієнт тертя більший, відповідно до цього і знос більший, ніж у пластиків, виготовлених на основі тканини. Пластмаса з наповнювачем дуком (важка тканина) має кращі показники тертя.

У разі використання як мастила води, при збільшенні навантаження вода, внаслідок невеликої в'язкості, видавлюється, тертя переходить з рідинного в напівсухе і сухе, а сила тертя росте.

Додавання графіту збільшує коефіцієнт тертя при навантаженнях, менших 20 кг/см<sup>2</sup>, і зменшує при навантаженнях більших 20 кг/см<sup>2</sup>.

Статичне тертя пластичних мас невелике, що дуже важливо для пускового моменту.

### **Підшипники з пластичних мас**

Застосування пластичних мас для підшипників цілком можливе. Менший коефіцієнт тертя дозволяє економити енергію порівняно з металевими підшипниками. Підшипники з пластмас міцніше металевих. Пластмаси стійкі проти дії більшості розчинників і слабих кислот.

Для виготовлення підшипників застосовують текстоліт, лигнофон і лигностон. Кращі з них - текстоліт, він найбільш стійкий на знос і не змінюється під дією змащувальних речовин.

Підшипники з пластмас виготовляють механічним шляхом з плит і блоків, а також пресуванням. З плит вирізують прямокутні заготовки, які обробляють на токарних, свердлильних і фрезерних верстатах. Пресують підшипники у прес-формах. Пресування особливо вигідно при серійному виробництві. При пресуванні шаруватих пластиків можливе нерівномірне розташування шарів, тому краще користуватися таблетованою крихтою.

Якщо шари тканини розташовуються в горизонтальній площині підшипника паралельно осі вала (перпендикулярно до тиску цапфи), поверхня підшипника виходить неоднорідною, тертя в різних частинах підшипника буде різним. Можливе розшарування підшипника (рис. 18.29, а і б). При розташуванні шарів перпендикулярно до осі вала поверхня підшипника однакова на всіх напрямках і розподіл навантаження більш рівномірний. У цьому випадку міцність зв'язку фланця з корпусом підшипника мала і знос



вала найбільший. При косому розташуванні шарів ті й інші недоліки усуваються (рис. 18.29, с).

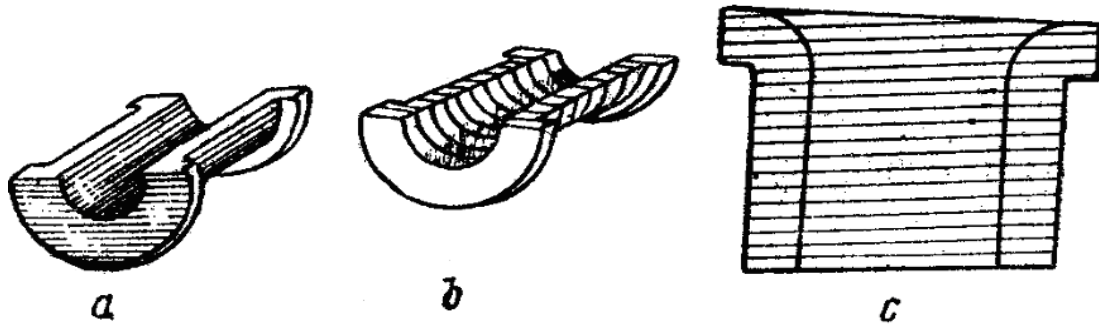


Рис. 18.29. Розташування шарів у підшипників [39]

Концентричне розташування шарів доцільніше, підшипники виходять більш економні. Циліндри або труби в цьому випадку розрізають на дві частини (рис. 18.30).

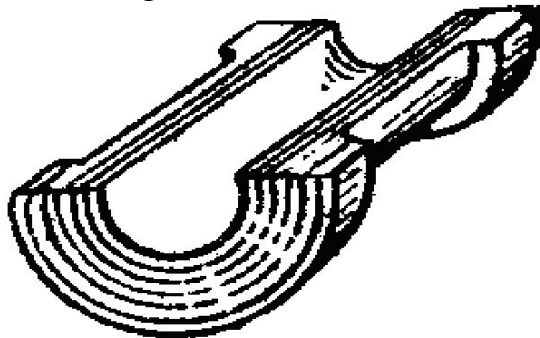


Рис. 18.30. Підшипник, виготовлений з труби [39]

Підшипник з пластмаси після зносу не піддається ремонту, тому рекомендується робити його із зовнішнього боку напівкруглим, що дає від 10 до 20% економії матеріалів.

Текстолітовий підшипник повинен впритул прилягати до опорної поверхні. Його розміри повинні бути в наступних межах: товщина стінок вкладиша 10-15% від діаметра вала (але не менше 3 мм); довжина підшипника 0,6-1,0 діаметра вала; зазор між цапфою і підшипником - не менше 0,3% діаметра вала. Короткі підшипники кращі. Напруженість на кромці у них менші. Для зменшення питомого тиску збільшують діаметр шийки, а не довжину підшипника, що покращує масляну плівку.

Армування підшипників латунними або бронзовими пластиками доцільна. У цьому випадку пластики розхитуються, підшипники розширюються, мідні заклепки виступають назовні й на цапфі формуються борозенки. Щоб уникнути цього вкладиш вмонтовують з таким розрахунком, щоб виключалася можливість бічного зсуву. Крім того, вкладиш не повинен виступати над верхніми краями подушки.

Зверху вкладиш утримується пластинками (рис. 18.31.).

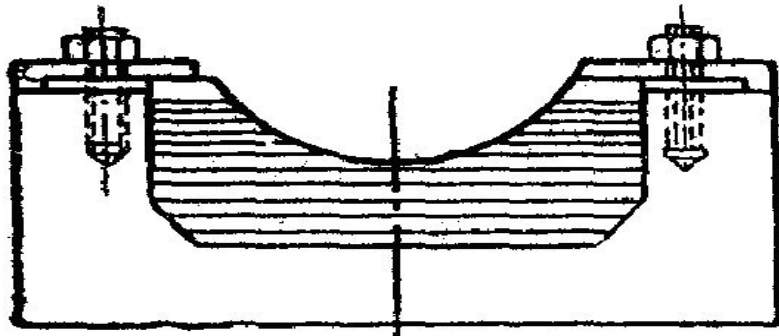


Рис. 18.31. Кріплення підшипника в обоймі [39]

Пресування цілих підшипників не вигідне. Фланцеві частини зносяться швидше за сідловину. Тому раціонально виготовляти збірні підшипники. Частини підшипника складають разом у металеві обойми і закріплюють потайними болтами і пластинками. Для питомого тиску до  $400 \text{ кг/см}^2$  застосовують підшипники з металеві касети з планками з пластмаси. Від осьових переміщень їх оберігають фланці (рис. 18.32.).

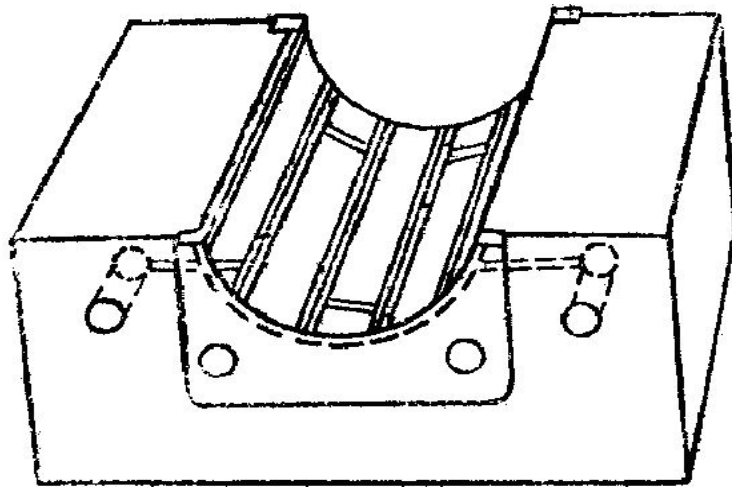


Рис. 18.32. Підшипник з планок [39]

Масило в підшипники подають по спеціальних каналах, що прорізають у касеті. Мережа каналів може займати до 20% усієї поверхні вкладиша. Фланці підшипника можуть бути виготовлені окремо від сідловини і укріплені в пазу подушки або касети шурупами, які входять в тіло сідловини, або хвостом ластівки.

Коефіцієнт тертя знижується завдяки використанню мастила, прорізання спеціальних канавок, зменшенню довжини підшипників. Пресування - кращий спосіб виготовлення підшипників. Вкладиші середніх розмірів пресують цілком з крихти текстоліту. Вкладиші

великого розміру роблять складовими, вмонтованими в залізні та металеві касети.

Навантаження підшипників визначають за величиною  $p \cdot v$ :

$$p = P/(l \cdot d), \quad (18.1)$$

де  $p$  - питоме навантаження, кг;  $P$  - загальне навантаження на підшипник, кг;  $d$  - діаметр підшипника, см;  $l$  - довжина підшипника, см;  $v$  - швидкість обертання цапфи, м/с.

Прийнято вважати, що підшипники з пластмас в умовах кільцевого змащення можуть задовільно працювати при  $v = 0,5 - 6,0$  м/с і  $p = 60 - 80$  кг/см<sup>2</sup>, якщо  $p \cdot v = 100$ . У виробничих умовах  $p \cdot v$  не повинно перевищувати 100. При використанні мастила під тиском допустимо  $p \cdot v = 250$ .

Для запобігання великому підвищенню температури підшипник інтенсивно поливають водою, що виконує одночасно роль мащення. Для запобігання корозії шийку вала змащують тонким шаром масла. Між цапфою вала і підшипником для уникнення заїдання повинен бути зазор не менше 0,3% діаметра цапфи.

Підшипники з пластмас застосовують на швидкохідних й дротяних станах, а також для напрямних роликів різних транспортерів, що обертаються з невеликою швидкістю при незначному навантаженні. Бронзові вкладиші з успіхом замінюють вкладишами з пластмас, які застосовують для вагонеток вузькоколіїних залізних і рудникових доріг.

Найбільший термін служби у цільнопресованих підшипників з текстолітової крихти, потім - у комбінованих з текстоліту і самшиту, третє місце займають підшипники з текстолітових плит, подібні за конструкцією до комбінованих, четверте місце — бронзові і останнє — текстолітові підшипники, виготовлені з плит, з шарами тканини, розташованими паралельно шийці вала.

У разі великих навантажень застосовують підшипники з текстоліту з графітом, виготовлені з важкої чотирьохшарової тканини з переплетеними між собою шарами. Найменший коефіцієнт тертя виходить для підшипників з тонкої тканини з графітом. Коефіцієнт тертя підшипників з бумоліту такий же, як і текстолітових, але опір удару менший.

При невеликих навантаженнях застосовують підшипники з бакелізованого дерева. Нормальне питоме навантаження для лигностона— 50 кг/см<sup>2</sup>. Лигностон має більш низький порівняно з текстолітом опір стисканню і підвищене пружне стиснення. Для жорсткості застосовують металеві касети. Гранична робоча становить 100°C. Далі лигностон розбухає.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Хільчевський В.В., Кондратюк С.Є., Степаненко В.О., Лопатько К.Г. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів. Київ: Либідь, 2002.-с.326.
2. Солнцев Ю.П., Веселов Д.А., Демянцевич В.П. та ін. Матеріалознавство і технологія металів (на російській мові). М.: Металургія, 1988, 512 с.
3. Сологуб М.А., Рожнецький І.О., Некоз О.І та ін. Технологія конструкційних матеріалів та матеріалознавство. К.: Техніка, 2002. – с. 374.
4. Попович В., Голубець В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Книга II. Суми. Університетська книга, 2002.-с.259.
5. Попович В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Книга I. Львів. 2000.-с.264.
6. Погодин – Алексеев Г.Н., Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Металловедение (Методы анализа, лабораторные работы и задачи). - М.: Оборонгиз, 1956.- с.427.
7. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Металлургия,1975. - с. 208.
8. Русаков А.А. Рентгенография металлов. - М. : Атомиздат, 1977. - с. 480.
9. Металлография сплавов железа. Справочник под ред. М. Л. Бернштейна. - М.: Металлургия,1985. - с. 248.
10. Лившиц Б.Г., Лилеев А.С. Физические методы исследования (тепловые, объемные, электрические, магнитные) / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 1. Методы исследований и испытаний // М.: Металлургия, 1983. - с.275 - 320.
11. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев: Техніка, 1968.-с. 280.
12. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. - М.: Металлургия,1980.-с.320.
13. Гуляев А.П. Металознавство (на російській мові). М.: Металургія, 1986,544с.
14. Роговський Л.Л., Зазимко О.В., Роговський І.Л. Лабораторні роботи з дисципліни „Технологія конструкційних матеріалів та матеріалознавство”. Київ: Національний аграрний університет, 2003.-с. 18.
15. Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. М: Машиностроение, 1984.-с.432.

16. Конторович И.Е. Термическая обработка стали и чугуна. М: Металлургиздат, 1950.- с. 683.
17. Электротехническое материаловедение/ А. В. Шишкин, В. С. Чередниченко, М. С. Майнагашев и др.// М: Интеграция, 1999. - с.202.
18. М.І. Майський, В.М. Майський. Лабораторно-практичні роботи з технології металів і конструкційних матеріалів. Київ: 1972.-с. 152.
19. Технология металлов и материаловедение. Под ред. Л.Ф.Усовой. М: Металлургия, 1987.-с.800.
20. Визначення прогартовуваності сталей методом торцевого гартування/ О.О. Котречко, А.С.Опальчук, К.Г.Лопатько та ін.// Київ: Національний аграрний університет, 2002. - с. 11.
21. Коротин И.М., Сгибнев Г.Ф. Термист. М: Высшая школа, 1968.-с. 207.
22. Натапов Б.С. Термическая обработка металлов. Киев: Вища школа, 1980.-с. 288.
23. Поверхневе зміцнення сталей /А. С. Опальчук, К. Г. Лопатько, О. В. Зазимко та ін. // Методичні вказівки до лабораторних робіт з розділу „Термічна обробка сталі”. Київ: Національний аграрний університет, 1998.-с. 18.
24. Технологія металів та інших конструкційних матеріалів. За редакцією Г.О.Прейса. К.: Вища школа, 1973. – с. 512.
25. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989.-с.336.
26. Лившиц Л.С. Легирование и термическая обработка конструкционных сталей / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 2. Основы термической обработки // М.: Металлургия, 1983. - с.264-280.
27. Шмыков А.А. Справочник термиста. М.: Машгиз, 1956 - с.331.
28. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1982. – с. 360.
29. Векслер Ю. Г., Коршунов Л.Г. Специальные испытания / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 1. Методы испытаний и исследования // М.: Металлургия, 1983. - с.249-2750.
30. Г. П. Хомченко. Хімія для вступників до вузів. Київ: Вища школа, 1991.-с. 423.

31. Ульянов Е.А. Легирование и термическая обработка коррозионной стали / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 2. Основы термической обработки // М.: Металлургия, 1983. - с.318 - 329.
32. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей.- М.: Металлургия,1982.-с.182.
33. Михайлов-Михеев П.Б. Металл газовых турбин.- М.-Л.: Машгиз, 1958.- с.351.
34. Мідь та сплави на основі міді. / О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, О.М. Каспрук та ін.// Кольорові метали та їх сплави. Київ: Національний аграрний університет, 2001.-с. 1-15.
35. Вивчення мікроструктури кольорових сплавів / О.О. Котречко, А.С. Опальчук, К.Г. Лопатько та ін. // Київ: Національний аграрний університет, 2002.- с. 9.
36. Алюміній і ливарні сплави на основі алюмінію / О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, О.М. Каспрук та ін.// Алюміній та його сплави. Київ: Національний аграрний університет, 2001.-с. 1-11.
37. Термічна обробка алюмінієвих сплавів / О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, О.М. Каспрук та ін.// Алюміній та його сплави. Київ: Національний аграрний університет, 2001.-с. 22-28.
38. Алюмінієві сплави, що деформуються / О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, О.М. Каспрук та ін.// Алюміній та його сплави. Київ: Національний аграрний університет, 2001.-с. 12 - 21.
39. Савченко С.М. Износ и восстановление деталей оборудования. - М.: Оборонгиз, 1948.- с.181.

## З М І С Т

с

<b>Лекція №7.</b> Класифікація металів, їх плавлення, кристалізація та властивості .....	3
<b>Лекція №8.</b> Теорія сплавів. Методи побудови діаграми стану сплавів. Діаграма залізо – вуглець .....	35
<b>Лекція №9.</b> Фізичні методи дослідження структури металів та сплавів .....	57
<b>Лекція №10.</b> Вуглецеві сталі та чавуни. Класифікація, маркування та використання .....	93
<b>Лекція №11.</b> Основи термічної обробки .....	111
<b>Лекція №12.</b> Перетворення при термічній обробці сталі .....	121
<b>Лекція №13.</b> Технологія термічної обробки вуглецевих сталей і чавунів ...	147
<b>Лекція №14.</b> Поверхнєве зміцнення. Поверхнєве гартування сталі. Хіміко-термічна обробка металів .....	177
<b>Лекція №15.</b> Теорія легування. Класифікація легованих сталей та їх використання в машинобудуванні .....	205
<b>Лекція №16.</b> Сталі та сплави з особливими фізико-хімічними властивостями .....	229
<b>Лекція №17.</b> Класифікація, маркування і призначення іноземних сталей та сплавів .....	261
<b>Лекція №18.</b> Кольорові метали та сплави .....	297
<b>Література</b> .....	365