

**В. І. Савуляк, О. П. Шиліна, В. Й. Шенфельд**

**МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**  
Організація самостійної та практичної роботи

Міністерство освіти і науки України  
Вінницький національний технічний університет

**В. І. Савуляк, О. П. Шиліна, В. Й. Шенфельд**

**МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**  
Організація самостійної та практичної роботи

Навчальний посібник

Вінниця  
ВНТУ  
2019

УДК 621.7 (075)  
С13

Рекомендовано до друку Вченою радою Вінницького національного технічного університету Міністерства освіти і науки України (протокол № 7 від 31.01.2019 р.)

Рецензенти:

**В. В. Чигарьов**, доктор технічних наук, професор

**О. В. Диха**, доктор технічних наук, професор

**І. В. Севостьянов**, доктор технічних наук, професор

**Савуляк, В. І.**

С13     Матеріалознавство. Організація самостійної та практичної роботи : навчальний посібник / В. І. Савуляк, О. П. Шиліна, В. Й. Шенфельд. – Вінниця : ВНТУ, 2019. – 123 с.

Посібник призначено для виконання самостійної роботи та практичних завдань з курсів «Матеріалознавство» і «Термічна обробка металів та сплавів». Мета посібника – навчити студентів самостійно вирішувати практичні задачі, обирати та обґрунтовувати режим термічної обробки деталей машин для забезпечення надійної роботи в умовах експлуатації. Наведено приклади виконання контрольних питань і завдань. Навчальний посібник розроблений згідно з планом кафедри ГМ і програмами дисциплін «Матеріалознавство» та «Термічна обробка металів та сплавів».

УДК 621.7 (075)

© ВНТУ, 2019

## ЗМІСТ

Вступ.....	5
<b>1 АНАЛІЗ ТА ХАРАКТЕРИСТИКА ДІАГРАМ СТАНУ ДВОКОМПОНЕНТНИХ СИСТЕМ .....</b>	<b>5</b>
1.1 Основні поняття теорії сплавів.....	5
1.2 Правило фаз.....	8
1.3 Діаграми стану.....	9
1.4 Діаграми стану систем з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані.....	9
1.5 Правило важеля.....	11
1.6 Діаграми стану систем з відсутністю взаємної розчинності компонентів у твердому стані.....	12
1.7 Діаграми стану систем, компоненти яких утворюють обмежені тверді розчини.....	14
1.8 Діаграми стану систем з хімічними сполуками.....	18
1.9 Діаграми стану систем з поліморфними компонентами.....	19
1.10 Особливості фазових перетворень у сплавах у твердому стані.....	20
1.11 Індивідуальне завдання з аналізу діаграм стану двокомпонентних систем.....	21
<b>2. АНАЛІЗ ТА ХАРАКТЕРИСТИКА ДІАГРАМИ СТАНУ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ .....</b>	<b>22</b>
2.1 Компоненти, фази та структурні складові в сплавах залізо-вуглець.....	22
2.2 Діаграма стану залізо-цементит (метастабільна рівновага).....	24
2.3 Формування структур в залізобуглецевих сплавах при кристалізації.....	26
2.4 Фазові та структурні зміни в залізобуглецевих сплавах (вторинна кристалізація).....	28
2.5 Індивідуальне завдання з аналізу перетворень при нагріванні та охолодженні залізобуглецевих сплавів.....	33
<b>3 РОЗРОБКА ОПТИМАЛЬНИХ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВИРОБІВ ЗІ СТАЛІ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ.....</b>	<b>34</b>
3.1 Технологія термічної обробки.....	34
3.2 Гартування сталі.....	38
3.3 Відпуск сталі.....	43
3.4 Термомеханічна обробка.....	46
3.5 Хіміко-термічна обробка.....	47

Практична робота № 1 Вибір машинобудівних сталей.....	52
Практична робота № 2 Вибір інструментальних сталей.....	63
Практична робота № 3 Вибір корозійностійких сталей.....	82
Практична робота № 4 Вибір сталей і сплавів, що працюють при низьких температурах .....	90
Практична робота № 5 Застосування кольорових металів і сплавів .....	96
Література .....	105
<b>Додаток А</b> Хімічний склад сталей та їх термічна обробка .....	106
<b>Додаток Б</b> Схеми діаграм стану для самостійного аналізу.....	108
<b>Додаток В</b> Мікроструктури залізовуглецевих сплавів.....	114

## ВСТУП

### **Предмет вивчення дисципліни «Матеріалознавство»**

Матеріалознавство – наука, яка вивчає залежність між складом, будовою і властивостями металів і сплавів, закономірності їх змін під дією зовнішніх факторів: теплових, хімічних, механічних й інших.

Сучасне машинобудування характеризують: висока енергонапруженість, важкі умови експлуатації машин (високий вакуум, низькі або високі температури, агресивні середовища, висока радіація тощо). Такі умови роботи машин вимагають від матеріалів і відповідних особливих властивостей. В сучасній техніці застосовують сталі з високою конструктивною міцністю; сплави, що залишаються міцними при високих температурах, в'язкими при температурах, близьких до абсолютного нуля, корозійностійкими в агресивних середовищах та іншими фізико-механічними властивостями. Такі матеріали створюються на основі досягнень в галузі матеріалознавства.

Метою вивчення дисципліни «Матеріалознавство» і є надання студентам знань про взаємозв'язок між складом, будовою та властивостями металів і сплавів й закономірності їх зміни під дією різноманітних зовнішніх факторів.

## **1 АНАЛІЗ ТА ХАРАКТЕРИСТИКА ДІАГРАМ СТАНУ ДВОКОМПОНЕНТНИХ СИСТЕМ**

### **1.1 Основні поняття теорії сплавів**

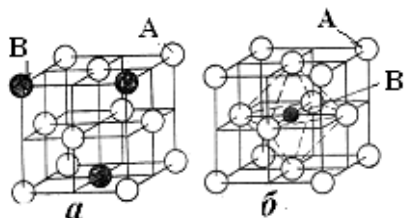
В сплавах, залежно від фізико-хімічної взаємодії компонентів, можуть утворюватися такі фази: рідкі розчини, тверді розчини, хімічні сполуки а також окремі компоненти (в тих випадках, коли ці компоненти між собою не утворюють ні твердих розчинів, ні хімічних сполук). Оскільки нас цікавлять в першу чергу властивості металу в твердому стані, то рідкі розчини ми розглядати не станемо, а зосередимо свою увагу тільки на тих фазах, що існують у твердому стані.

#### **1.1.1 Тверді розчини**

Твердими розчинами називають фази, в яких один із компонентів зберігає свою кристалічну ґратку, а атоми інших (або іншого) компонентів розташовуються в ґратці першого компонента (розчинника), змінюючи її розміри (періоди). Таким чином, твердий розчин, що складається з двох або декількох компонентів, має один тип кристалічної ґратки і є однією фазою.

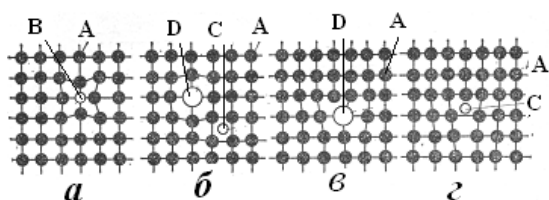
Розрізняють тверді розчини заміщення і тверді розчини проникнення. При утворенні твердого розчину заміщення атоми розчиненого компонен-

та **В** замінюють частину атомів розчинника **А** в його кристалічній ґратці (рис. 1, *а*), а при утворенні твердого розчину проникнення атоми розчиненого компонента **В** розташовуються в таких пустотах кристалічної ґратки елемента-розчинника **А**, де для них є найбільше вільного місця (рис. 1, *б*).



*Рисунок 1 – Схеми твердих розчинів заміщення (а) і проникнення (б)*

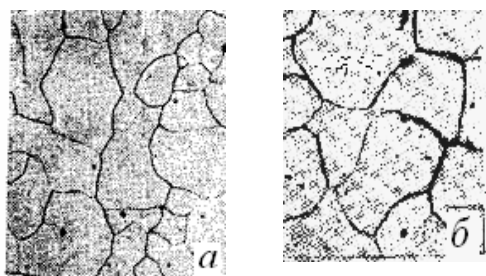
Оскільки розміри атомів розчинника і розчиненого компонента різні, то при утворенні твердого розчину кристалічна ґратка завжди спотворюється (рис. 2, *а* і *б*).



*Рисунок 2 – Спотворення кристалічної ґратки при утворенні твердого розчину заміщення (атоми В, і D) і проникнення (атом С)*

Атоми розчиненого компонента нерідко скопичуються біля дислокацій (рис. 2, *в* і *г*).

Мікроструктура твердих розчинів в умовах рівноваги являє собою однорідні кристалічні зерна, що мало чим відрізняється від структури чистого металу (рис. 3).



*Рисунок 3 – Мікроструктури чистого заліза (а) і твердого розчину вуглецю в залізі (б)*

Усі метали, тією чи іншою мірою, можуть взаємно розчинятися один в одному в твердому стані без зміни типу кристалічної ґратки компонента-розчинника. В тих випадках, коли компоненти можуть заміщувати один одного в кристалічній ґратці у будь-яких співвідношеннях, утворюється неперервний ряд твердих розчинів, тобто при зміні концентрації твердого розчину кристалічна ґратка одного компонента переходить в кристалічну ґратку іншого. В цьому випадку мова йде про тверді розчини з необмеженою розчинністю. Ними можуть бути тільки тверді розчини заміщення і вони утворюються тільки за таких умов:

- компоненти мають мати однакові за типом (ізоморфні) кристалічні ґратки;

- різниця в атомних розмірах компонентів не має перевищувати 8...15%;

- компоненти мають належати до однієї й тієї ж групи Періодичної системи елементів або до суміжних споріднених груп і, в зв'язку з цим, мати близьку будову валентної оболонки електронів в атомах.

Наприклад, необмежені тверді розчини заміщення можуть утворювати такі пари елементів: золото і срібло, мідь і нікель, молібден і вольфрам, ванадій і титан.

Тверді розчини проникнення утворюються тільки в тих випадках, коли діаметр атома розчиненого компонента (наприклад, вуглецю, азоту) невеликий, і такі тверді розчини можуть бути лише обмеженої концентрації.

В матеріалознавстві тверді розчини прийнято позначати малими літерами грецького алфавіту  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  і т. д.

### 1.1.2 Хімічні сполуки

В сплавах компоненти можуть утворювати хімічні сполуки, які мають певні характерні особливості:

- їх кристалічна ґратка відрізняється від ґраток компонентів, зазвичай, більш складною будовою;

- в сполуках завжди зберігається просте співвідношення компонентів, що дозволяє виразити їх склад простою формулою  $A_nB_m$ , де  $A$  і  $B$  – відповідні компоненти (хімічні елементи);  $n$  і  $m$  – прості числа;

- властивості хімічних сполук суттєво відрізняються від властивостей компонентів, що їх утворюють;

- температура плавлення (дисоціації) постійна;

- утворення хімічних сполук супроводжується значним тепловим ефектом.

На відміну від твердих розчинів, хімічні сполуки зазвичай утворюються між компонентами, які мають значну різницю в будові кристалічних ґраток.

Наявність хімічних сполук в сплавах надають їм (сплавам) таких властивостей, які суттєво відрізняються від властивостей компонентів, що утворюють ці хімічні сполуки, чим і користуються фахівці, створюючи такі сплави.

### 1.1.3 Окремі компоненти як фази

В деяких сплавах, компоненти яких не утворюють ні твердих розчинів, ні хімічних сполук, при їхній кристалізації ці компоненти затвердівають як окремі фази. Такими сплавами є сплави цинку і олова, свинцю і вісмуту, заліза і свинцю та ін.

### 1.1.4 Гетерогенні суміші

При кристалізації багатьох сплавів утворюються структури, які складаються з механічної суміші декількох фаз. Це так звані гетерогенні структури. Гетерогенні структури можуть утворюватися як механічні суміші



твердих розчинів і хімічних сполук, механічні суміші кількох твердих розчинів, механічні суміші окремих компонентів і твердих розчинів. Ці структури виявляються мікроаналізом, а рентгеноструктурний аналіз підтверджує наявність кристалічних ґраток відповідної кількості фаз, що утворюють такі структури. Гетерогенні суміші прийнято розглядати як *структурні складові*. Вони відіграють в сплавах значну роль, надаючи сплавам потрібних властивостей.

## 1.2 Правило фаз

Стан рівноваги сплаву, тобто такий стан, коли всі перетворення в ньому відбулися, залежить від зовнішніх факторів (температури, тиску) і характеризується кількістю і концентрацією фаз, які утворилися. Закономірність зміни кількості фаз визначається правилом фаз. Це правило встановлює залежність між числом ступенів вільності, числом компонентів і числом фаз, має вигляд  $C = K + 2 - \Phi$ , де  $C$  – число ступенів вільності системи (варіантність);  $K$  – число компонентів системи;  $2$  – число зовнішніх факторів;  $\Phi$  – число фаз, які знаходяться в рівновазі.

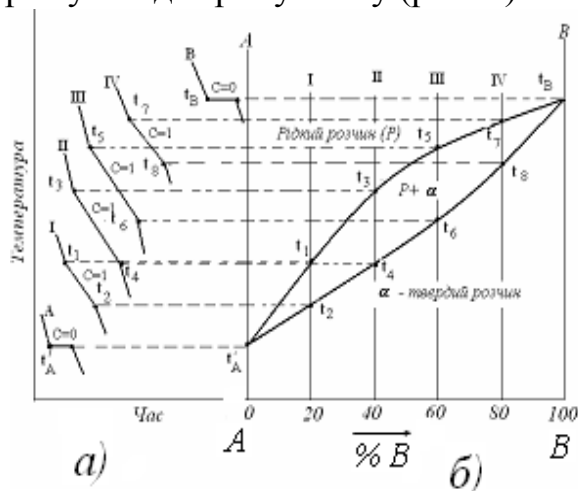
Під числом ступенів вільності (варіантністю) системи розуміють можливість зміни температури, тиску без зміни рівноважного числа фаз. Застосовуючи правило фаз до металів, можна взяти до уваги тільки один фактор – температуру, оскільки тиск в реальних умовах існування сплавів мало впливає на їх фазову рівновагу в рідкому та, тим більше, твердому стані. Тоді рівняння набуде вигляду  $C = K + 1 - \Phi$ .

Наприклад, якщо в системі з двома компонентами є три фази, то  $C = 0$ . Така рівновага називається нонваріантною (безваріантною). Це означає, що система з трьох фаз може існувати тільки в цілком конкретних умовах: при постійній температурі і визначеному складі всіх фаз, що знаходяться в рівновазі, тобто, перетворення в системі, що призводить до утворення цих трьох фаз, починається і закінчується при постійній температурі незалежно від того, відбувається це перетворення при кристалізації чи після її закінчення, тобто, в твердому стані. Так, якщо при кристалізації двокомпонентного сплаву з рідкої фази виділяється дві тверді фази, наприклад, два твердих розчини, то таке положення і буде називатися нон варіантним, і воно буде продовжуватися до тих пір, поки не зміниться температура. На кривій охолодження, якщо ми таку криву будуватимемо методом термічного аналізу, буде горизонтальна площадка. При подальшому охолодженні деяких двокомпонентних сплавів уже в твердому стані також може настати такий момент, коли одна тверда фаза перетворюється на дві фази. І таке перетворення також буде відбуватися при постійній температурі ( $C = 2 + 1 - 3 = 0$ ), тобто система буде нонваріантною. І на кривій охолодження також буде горизонтальна площадка.

### 1.3 Діаграми стану

Діаграми стану, або діаграми фазової рівноваги в зручній графічній формі показують фазовий склад сплаву залежно від температури і концентрації. Діаграми стану будують для умов рівноваги, яка може бути досягнута при дуже повільних швидкостях охолодження або тривалому нагріванні. При саме цих умовах діаграми стану дозволяють визначати фазові перетворення. В практичних умовах справжня рівновага досягається рідко. Найчастіше настає метастабільний (нестабільний) стан, коли сплави мають обмежену стійкість. Але тут дуже важливо, що такі метастабільні стани часто надають сплавам високих механічних й інших властивостей. Встановлення природи таких метастабільних станів, які забезпечували б оптимальні комплекси властивостей, розробка режимів їх отримання і досягається якраз знаннями діаграм фазової рівноваги (діаграм стану).

Для побудови діаграм стану використовують термічний аналіз. З цією метою експериментально отримують криві охолодження окремих сплавів різної концентрації (рис. 4, а) і за їх перегинами або зупинками, пов'язаними з тепловими ефектами перетворень, визначають температури відповідних перетворень. Ці температури називають **критичними точками**. Переносячи ці критичні точки на діаграму, побудовану в координатах **Температура – Концентрація**, і з'єднуючи ці точки плавними лініями, отримуємо діаграму стану (рис. 4).



**Рисунок 4 – Побудова діаграми стану для випадку повної взаємної розчинності компонентів А і В у твердому стані**

### 1.4 Діаграми стану систем з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані

Побудова діаграми стану системи з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані наведена на рис. 4. Температура охолодження чистого компонента А рівномірно знижується до  $t_A$  (крива А на рис. 4, а), при якій компонент А і затвердіває. На кривій спостерігається температурна зупинка (горизонтальна лінія), оскільки, за правилом фаз, тільки у цьому випадку при постійній температурі можуть співіснувати дві фази –

тверда і рідка ( $C = 1 + 1 - 2 = 0$ ). Після затвердіння компонента А, коли  $\Phi = 1$ , температура знову рівномірно знижується до кімнатної ( $+20^{\circ}\text{C}$ ). Аналогічно може розглядатися і кристалізація компонента В (див. рис. 4, а, крива В).

При охолодженні сплаву І температура знижується до  $t_1$  (див. рис. 4, а), при якій починається процес кристалізації, про що свідчить перегин на кривій охолодження (критична точка), пов'язаний з уповільненням швидкості охолодження внаслідок виділення *прихованої теплоти кристалізації*.

Починаючи з температури  $t_1$ , з рідкого розчину кристалізується твердий розчин. Процес кристалізації відбувається при зниженні температури, оскільки, за правилом фаз, у двокомпонентній системі за наявності двох фаз (рідкої і  $\alpha$  - твердого розчину) число ступенів вільності дорівнює одиниці ( $C = 2 + 1 - 2 = 1$ ).

При досягненні температури  $t_2$  (друга критична точка на цій кривій, див. рис. 4, а) сплав кристалізується і при подальшому зниженні температури існуватиме тільки  $\alpha$  - твердий розчин. Аналогічно відбувається кристалізація і решти сплавів цієї системи (сплавів ІІ, ІІІ, ІV).

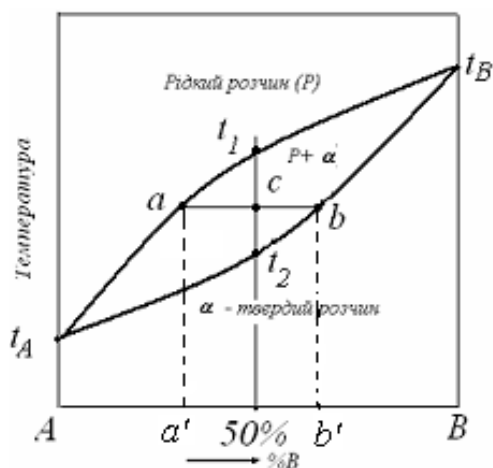
Якщо знайдені критичні точки для цих сплавів ( $t_A, t_B, t_1-t_8$ ) з рис. 4, а перенести на діаграму, де по осі абсцис нанесений склад сплаву, а по осі ординат – температура (див. рис. 4, б), а однойменні критичні точки з'єднати плавними кривими, то вийде діаграма стану системи сплавів з компонентами А і В, які утворюють неперервний ряд твердих розчинів.

Початок затвердіння всього ряду сплавів відбувається при температурах, які лежать на лінії  $t_A t_1 t_3 t_5 t_7 t_B$  (див. рис. 4, б). Ця лінія називається *лінією ліквідус* (ліквідус в перекладі з латини означає рідкий).

В області, що лежить нижче лінії  $t_A t_2 t_4 t_6 t_8 t_B$ , яка називається *лінією солідус* (з латини солідус – твердий) буде лише тверда фаза –  $\alpha$  - твердий розчин. В інтервалі температур між лініями ліквідус і солідус існують дві фази – рідкий сплав і  $\alpha$  - твердий розчин.

Розглянемо більш детально процес кристалізації сплаву, який вміщує 50% компонента В (рис. 5). Кристалізація сплаву починається при температурі  $t_1$ . Нижче цієї температури сплав є двофазним (рідина і кристали  $\alpha$  - твердого розчину). Двофазний стан, характерний для процесу кристалізації, існує в інтервалі температур  $t_1-t$ . Однак кожній температурі відповідають визначені кількість і концентрація фаз.

Для визначення складу фаз, що знаходяться в рівновазі при будь-якій температурі між лініями ліквідус і солідус, наприклад, при температурі точки 'с', потрібно через дану точку провести лінію (*коноду*), паралельну осі концентрації, до перетину з лініями ліквідус і солідус (лінію *ab*). Тоді проєкція точки перетину коноди з лінією ліквідус (точки *a*) на вісь концентрації (точка *a'*) покаже склад рідкої фази, а проєкція точки перетину коноди з лінією солідус (точки *b*) на вісь концентрацій (точка *b'*) – склад твердої фази ( $\alpha$  - твердого розчину).



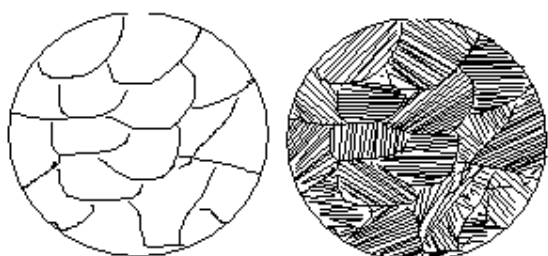
**Рисунок 5** – Діаграма стану для випадку необмеженої розчинності компонентів А і В у твердому стані

### 1.5 Правило важеля

В процесі кристалізації змінюється не тільки склад фаз, але й їх кількість. Для визначення кількісного співвідношення фаз, що знаходяться в рівновазі при даній температурі, користуються **правилом важеля** (правилом відрізків). Згідно з цим правилом, наприклад, для визначення вагової чи об'ємної кількості твердої фази потрібно визначити відношення довжини відрізка, що прилягає до складу рідкої фази, до довжини всієї коноди. Тобто, кількість твердої фази (в процентах) при температурі точки 'с' визначиться відношенням відрізка  $bc$  до довжини коноди  $ab$   $\alpha = \frac{bc}{ab} 100\%$ . Для визначення кількості рідкої фази потрібно визначити відношення відрізка, що прилягає до складу твердої фази, до довжини всієї коноди. Тобто, кількість рідкої фази буде  $P = \frac{bc}{ab} 100\%$ .

Закінчення кристалізації сплаву відповідає температурі точки  $t_2$ . Кристали твердого розчину, що виділяються в інтервалі температур  $t_1-t_2$ , мають змінний хімічний склад, який залежить від температури. Однак при повільному охолодженні процеси дифузії в рідкій і твердій фазах і між фазами встигають за процесом кристалізації, тому склад кристалів вирівнюється. В цих умовах сплав після затвердіння буде складатися з однорідних кристалічних зерен твердого розчину (див. рис.4, а), а їх склад буде відповідати початковому складу сплаву.

В загальному вигляді твердий розчин зображається так, як показано на рис. 6.



**Рисунок 6** – Зображення мікроструктури твердого розчину

В реальних же умовах охолодження, коли процеси дифузії відстають за своєю швидкістю від процесу кристалізації, склад в межах одного зерна не встигає вирівнюватися і буде неоднаковим. Часточки кристалів, що затверділи першими, будуть збагачені більш тугоплавким компонентом В. Периферійні шари кристала, які кристалізуються останніми, будуть збагачені компонентом А. Така неоднорідність складу всередині окремих кристалів називається *внутрішньокристалітною* або *дендритною ліквідацією*, яка підвищує схильність металу до крихкого руйнування в процесі обробки тиском, до утворення різноманітних дефектів, як, наприклад, *флокенів* (тонких внутрішніх тріщин, які спостерігаються в зламах у вигляді білих овальних плям). Дендритна ліквідація знижує пластичність і в'язкість металу, наприклад, легованої сталі.

Негативні наслідки дендритної ліквідації можуть бути значно ослаблені і навіть повністю зняті тривалим нагріванням затвердівшого сплаву при температурах, які забезпечують достатню швидкість дифузії (дещо нижчих солідусу). Таку термічну обробку називають *дифузійним відпалом* або *гомогенізацією*.

## 1.6 Діаграми стану систем з відсутністю взаємної розчинності компонентів у твердому стані

В діаграмах стану такого типу додавання, як компонента В до компонента А, так і навпаки, компонента А до компонента В, спричинює зниження температур кристалізації сплавів. З цієї причини лінія ліквідусу такої системи (рис. 7) опускається донизу з точок С і D. Обидві гілки лінії ліквідусу (СЕ і DE) перетинаються в точці Е. Кожна з цих гілок є як лінією початку кристалізації того або іншого компонента (СЕ – компонента А, DE – компонента В), так і лінією граничного насичення рідкого розчину відповідними компонентом: на лінії СЕ рідина гранично насичена компонентом А і при подальшому зниженні температури відбувається його кристалізація; на лінії ED – компонентом В, який теж буде кристалізуватися при подальшому охолодженні. Точка Е є спільною для обох кривих, отже, рідина такого складу гранично насичена обома компонентами, вони й будуть кристалізуватися одночасно і разом:  $P_E \rightarrow (A+B)$  (*читається*: рідина складу точки Е перетворюється в суміш двох фаз, тобто компонентів А і В).

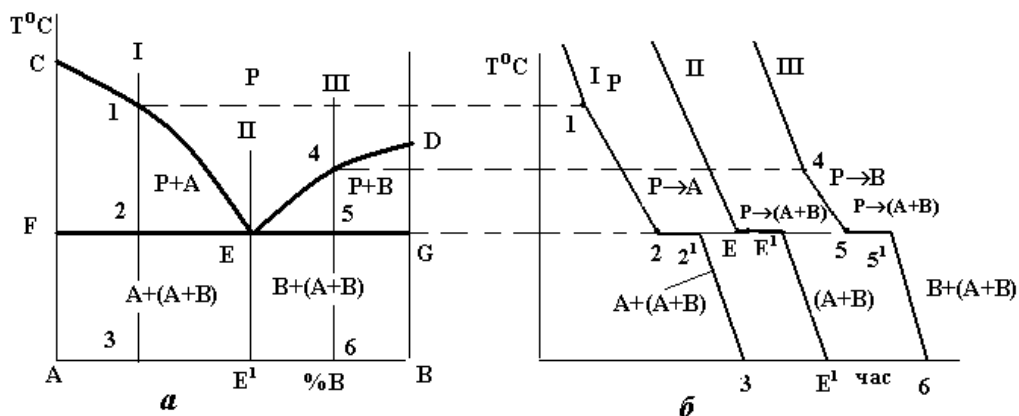
Суміш двох твердих фаз, які кристалізуються одночасно і разом з рідини певного складу, називається *евтектикою*.

У кристалізації евтектики беруть участь три фази, і, згідно з правилом фаз, система є нонваріантною, тобто кристалізація евтектики йде при постійній температурі, що й видно на кривих охолодження.

При кристалізації будь-якого сплаву цієї системи склад рідини буде змінюватися вздовж лінії ліквідусу до евтектичної точки Е, тобто кристалізація усіх сплавів закінчується утворенням евтектики. Оскільки це відбува-

ється при постійній і однаковій для всіх сплавів температурі, то лінія солідусу даної системи є горизонтальною прямою FEG, яка називається *лінією евтектичного перетворення*.

Евтектична точка E ділить усі сплави на *доевтектичні* (ліворуч від точки E) та *заевтектичні* (праворуч від точки E). В окрему групу виділяється *евтектичний* сплав (на рис. 7, а сплав II).



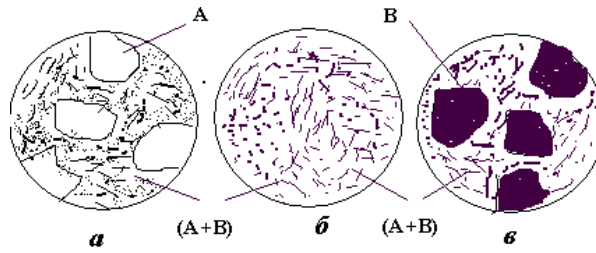
**Рисунок 7** – Діаграма стану (а) і криві охолодження (б) системи з відсутністю взаємної розчинності компонентів у твердому стані

Розглянемо процеси кристалізації типових сплавів цієї системи. Доевтектичний сплав I кристалізується у два етапи. На першому в інтервалі температур 1–2 з рідини кристалізуються первинні кристали компонента (фази) A; потім в точці 2 рідина, що залишилася, закристалізується у вигляді евтектики. Отже, нижче точки 2 до точки 3, тобто до повного охолодження, сплав I буде мати структуру з двох складових: первинних кристалів компонента A та евтектики (суміші двох компонентів A і B) (рис. 8, а). Кількісний склад цих складових може бути визначено за правилом важеля. Так, кількість евтектики в сплаві I при кімнатній температурі дорівнює відношенню довжини відрізка A–3 до довжини коноди A–E<sup>1</sup>, а кількість фази A (компонента A) – відношенню довжини відрізка 3–E<sup>1</sup> до довжини A–E<sup>1</sup>, тобто:

$$\%A = \frac{3 - E^1}{A - E^1} 100; \quad \%Eвт = \frac{A - 3}{A - E^1} 100.$$

Евтектичний сплав II має всього один етап кристалізації – утворення евтектики, і, таким чином, одну структурну складову – евтектику (рис. 8, б).

Заевтектичний сплав III кристалізується подібно до доевтектичного, але на першому етапі кристалізації з рідини виділяються кристали компонента B. Таким чином, кінцева структура заевтектичного сплаву складається з цих первинних кристалів і ділянок евтектики (рис. 8, в)



**Рисунок 8** – Схеми мікроструктур доевтектичного (а), евтектичного (б) та заевтектичного (в) сплавів

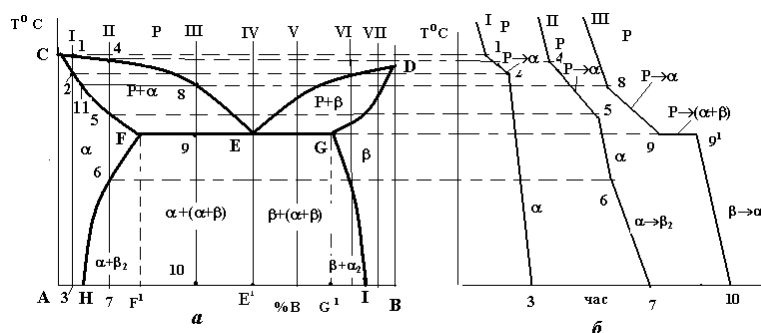
### 1.7 Діаграми стану систем, компоненти яких утворюють обмежені тверді розчини

Такі типи систем найчастіше мають місце в металевих сплавах. При утворенні обмежених твердих розчинів зустрічаються два типи діаграм стану: з *евтектичним* і з *перитектичним* перетворенням.

#### 1.7.1 Діаграма стану систем з утворенням обмежених твердих розчинів і евтектичним перетворенням (рис. 9)

Лінією ліквідусу на цій діаграмі є лінія CED, а лінією солідусу – лінія CFEGD. На горизонтальній частині цієї лінії FEG відбувається евтектичне перетворення:  $P_E \rightarrow \alpha_F + \beta_G$  (читається: рідина складу точки E перетворюється в суміш двох фаз –  $\alpha$ -твердого розчину складу точки F і  $\beta$ -твердого розчину складу точки G), де  $\alpha$  і  $\beta$  – обмежені тверді розчини, відповідно, компонента B у компоненті A ( $\alpha$ ) і компонента A в компоненті B ( $\beta$ ).

Крім цих ліній на діаграмі є і дві нові лінії так званого *сольвусу*, тобто обмеженої розчинності у твердому стані – FH і GI. Перша з них показує границю розчинності компонента B у компоненті A, тобто граничний вміст компонента B в  $\alpha$ -твердому розчині. Відповідно, лінія GI є граничним вмістом компонента A в  $\beta$ -твердому розчині. З розташування цих ліній видно, що взаємна розчинність компонентів зі зниженням температури зменшується.



**Рисунок 9** – Діаграма стану (а) і криві охолодження (б) системи з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і евтектичним перетворенням

Вказані лінії діаграми ділять її площу на 3 однофазні та 3 двофазні області. До однофазних належать область рідкого розчину (вище лінії ліквідусу CED), область CFHA  $\alpha$ -фази і область DGIB  $\beta$ -фази. Двофазними є області CEF і DEG, в яких відбувається кристалізація первинних кристалів, відповідно,  $\alpha$ - і  $\beta$ -твердих розчинів, а також область існування двох твердих розчинів  $\alpha$  і  $\beta$  - HFGI. В цій області відбувається **вторинна кристалізація**, в якій, на відміну від первинної, не бере участі рідка фаза. Вторинна кристалізація полягає в тому, що після первинної кристалізації будь-якого сплаву, що лежить між точками H і I, і в складі структури якого є  $\alpha$ - чи  $\beta$ -тверді розчини, ці тверді розчини при подальшому охолодженні до температур ліній сольвусів FH чи GI стають насиченими, а нижче цих ліній – пересиченими. Оскільки стан пересиченого твердого розчину є незрівноваженим, починається його розпад із виділенням надлишкового компонента.

Найчастіше це відбувається на межах зерен відповідного твердого розчину у вигляді окремих дисперсних часток або суцільних прошарків (рис.10).

Як приклад розглянемо процеси кристалізації двох сплавів II і III. Первинна кристалізація сплаву II відбувається в інтервалі температур 4–5, де вся рідина закристалізується у вигляді  $\alpha$ -твердого розчину. До точки 6, яка знаходиться на лінії сольвусу FH, цей розчин є ненасиченим компонентом В, у точці 6 він стає гранично насиченим, а нижче від неї – пересиченим, і при подальшому його охолодженні до точки 7 з нього виділяється надлишковий елемент – компонент В у вигляді  $\beta$ -твердого розчину (рис. 10).

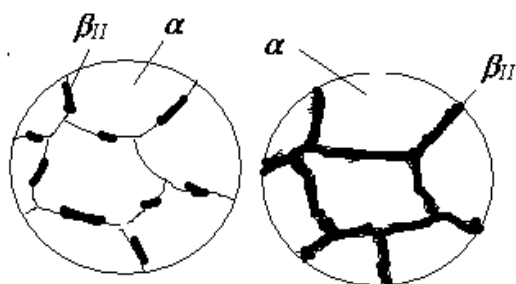


Рисунок 10 – Схеми мікроструктури сплаву II

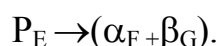
Таку остаточну структуру мають усі сплави в області FHF<sup>1</sup> діаграми. Оскільки вторинна кристалізація відбувається в твердому стані при невисоких температурах, дифузія йде досить повільно і вторинна кристалізація за описаним механізмом може відбутися достатньо повно тільки в умовах дуже повільного охолодження. В реальних же умовах охолодження зберігається певне пересичення  $\alpha$ -фази компонентом В. Але пересичений твердий розчин є нестійким і в подальшому доволі розпадається, що супроводжується суттєвою зміною властивостей сплаву, перш за все – механічних: підвищенням твердості та міцності, зниженням пластичності і в'язкості. Таке явище називається **старіння** або **дисперсійне твердіння**,



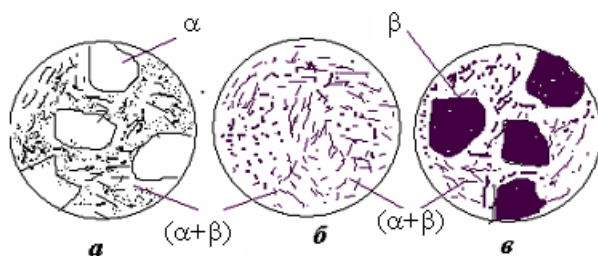
яке широко використовується при термічній обробці кольорових металів, зокрема алюмінієвих сплавів.

Аналогічно відбувається кристалізація сплавів, що знаходяться між точками G та I (наприклад, сплаву VI). Тільки в цих сплавах пересиченим розчином є  $\beta$ -твердий розчин, і з нього виділяється при охолодженні нижче лінії GI надлишковий компонент A у вигляді  $\alpha$ -твердого розчину.

Кристалізація сплаву III відбувається в три етапи. На першому з них, в інтервалі температур 8–9, з рідини виділяються первинні кристали  $\alpha$ -фази. Склад рідини при цьому змінюється вздовж лінії ліквідусу від точки 8 до евтектичної точки E, а склад  $\alpha$ -фази – по лінії солідусу від точки 11 до точки F. Другим етапом є евтектична кристалізація в точці 9



Нижче від неї до точки 10 (до кімнатної температури) проходить вторинна кристалізація – розпад пересиченого  $\alpha$ -твердого розчину з виділенням вторинних кристалів  $\beta_{II}$ . Водночас відбувається розпад  $\beta$ -твердого розчину, що входить до складу евтектики, з виділенням вторинних кристалів  $\alpha_{II}$ . Але вторинні кристали  $\alpha_{II}$  і  $\beta_{II}$  не утворюють нових окремих структурних складових, а виділяються на вже існуючих тих же фазах евтектики. Тому остаточна структура цього сплаву III, як і будь-якого іншого доевтектичного сплаву, має всього дві складові: первинні кристали  $\alpha$ -фази та евтектику ( $\alpha + \beta$ ), як показано на рис. 11, а.



**Рисунок 11** – Схема мікроструктур сплавів доевтектичного (а), евтектичного (б) і заевтектичного (в) складів.

Кристалізація будь-якого заевтектичного сплаву відбувається аналогічно, лише  $\alpha$ - і  $\beta$ -фази міняються місцями (рис. 11, в).

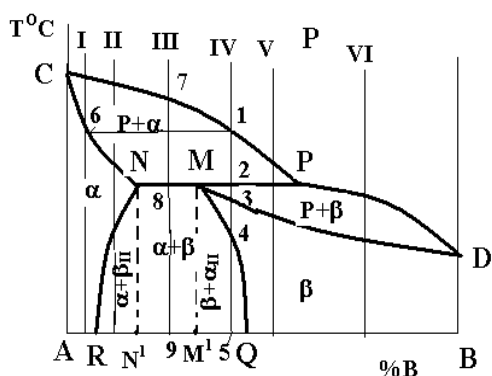
### 1.7.2 Діаграми стану з перитектичним перетворенням (рис. 12)

Цей варіант діаграми реалізується тоді, коли температури кристалізації компонентів дуже відрізняються.

Лінія ліквідусу – CPD, солідусу – CNPD, сольвусу – NR I MQ.

Діаграма має три однофазні області: рідкого розчину (вище лінії ліквідусу),  $\alpha$ -фази (ACNRA),  $\beta$ -фази (QMDBQ) та три двофазні – рідини та кристалів  $\alpha$  (CNPC), рідини та кристалів  $\beta$  (MPDM), кристалів  $\alpha$ - і  $\beta$ -твердих розчинів (RNMQR). В останній області можна виділити окремо області  $RNN^1R$  з  $\alpha$ -фазою та вторинними кристалами  $\beta_{II}-(\alpha + \beta_{II})$  і  $MQM^1M$  ( $\beta + \alpha_{II}$ ).

На лінії NMP відбувається *перитектичне перетворення*: рідина та кристали, що раніше виділилися з неї, у взаємодії між собою утворюють нову тверду фазу  $P_P + \alpha_N \rightarrow \beta_M$  (читається: рідина складу точки P і кристали  $\alpha$ -фази складу точки N перетворюються на кристали  $\beta$ -фази складу точки M). Остання реакція перитектичного перетворення відбувається з повним використанням двох вихідних фаз лише для одного сплаву – складу точки M. Для будь-якого іншого сплаву одна з вихідних фаз буде надлишковою, і частина її залишиться після перитектичного перетворення. Так, для будь-якого сплаву, що лежить між точками N і M (наприклад, сплаву III), надлишковою фазою буде  $\alpha$ -фаза, а для сплавів між точками M і P (наприклад, сплавів IV і V) надлишковою фазою буде рідина.



*Рисунок 12 – Діаграма стану системи з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і перитектичним перетворенням*

Структура сплаву III після повного охолодження складатиметься з кристалів  $\beta$ -фази, що утворилися при перитектичному перетворенні, та кристалів  $\alpha$ -фази, що вціліли при перитектичному перетворенні (рис.13, *a*). При охолодженні цього сплаву від точки 8 до точки 9 з цих фаз виділяються вторинні кристали (відбувається вторинна кристалізація:  $\alpha \rightarrow \beta_{II}$ ;  $\beta \rightarrow \alpha_{II}$ ), але нові структурні складові, як це було зазначено раніше, не утворюються.

В сплаві IV при охолодженні від точки 1 до точки 2 з рідини виділяються первинні кристали  $\alpha$ -твердого розчину, склад яких змінюється по лінії солідусу від точки 6 до точки N. Водночас склад рідини змінюється вздовж лінії ліквідусу від точки 1 до точки P. На лінії MP фази такого складу взаємодіють між собою за перитектичною реакцією з утворенням  $\beta$ -фази. Після перитектичного перетворення в точці 2 залишиться в надлишку рідка фаза, і при охолодженні від точки 2 до точки 3 з неї виділяються вже первинні кристали  $\beta$ -твердого розчину. При охолодженні сплаву IV від точки 3 до точки 4 матимемо однофазний  $\beta$ -твердий розчин, в якому ніяких змін не буде. В точці 4  $\beta$ -твердий розчин стає гранично насиченим компонентом A і при подальшому його охолодженні в інтервалі температур 4–5 відбувається вторинна кристалізація з виділенням кристалів  $\alpha_{II}$  (рис. 13, *b*)

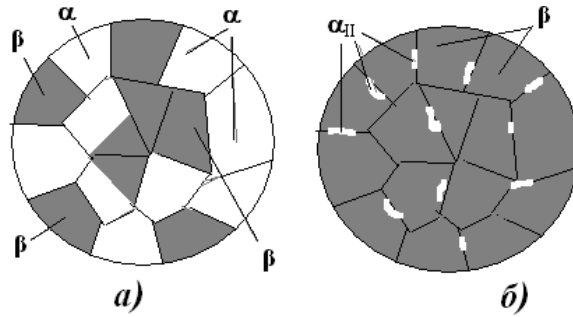


Рисунок 13 – Схеми мікроструктур сплавів III (а) і IV (б)

### 1.8 Діаграми стану систем з хімічними сполуками

У подвійних системах можуть утворюватись хімічні сполуки між компонентами за загальною формулою  $A_mB_n$ . Найчастіше ці хімічні сполуки утворюються безпосередньо з рідини  $P \rightarrow A_mB_n$ .

Конкретний вигляд діаграми визначається взаємодією її компонентів, передусім розчинністю їх у твердому стані, а також наявністю певних перетворень. При цьому хімічна сполука розглядається як окремий компонент. На рис. 14 показані два можливих варіанти: **a** – з відсутністю розчинності компонентів у твердому стані та **б** – з утворенням обмежених твердих розчинів на основі як чистих компонентів, так і хімічної сполуки  $\alpha$ -,  $\beta$ - і  $\gamma$ -фаз.

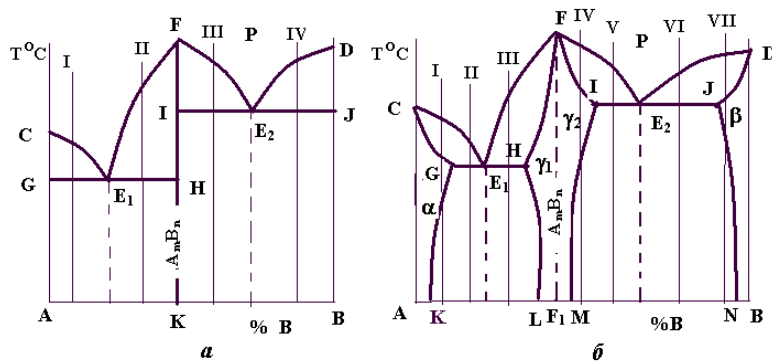


Рисунок 14 – Діаграми стану систем з хімічними сполуками

Систему, діаграма стану якої зображена на рис. 14, **a**, можна розглядати як сукупність двох систем з компонентами  $A$  і  $A_mB_n$  та  $B$  і  $A_mB_n$ . Ці дві системи розділені вертикаллю  $FK$ . У кожній з підсистем утворюється власна евтектика  $E_1$  як суміш двох фаз:  $(A + A_mB_n)$  і  $E_2$  ( $B + A_mB_n$ ). Кристалізація та формування структур (наприклад, сплавів I, II, III, IV) відбувається аналогічно тим, що були розглянуті нами у підрозділі 1.6, рис. 7 і 8.

Для систем, діаграма стану яких показана на рис.14, **б**, характерним є утворення обмежених твердих розчинів: твердого розчину хімічної сполуки  $A_mB_n$  в компоненті  $A$  –  $\alpha$ -фази; твердого розчину хімічної сполуки в компоненті  $B$  –  $\beta$ -фази та твердих розчинів компонентів  $A$  і  $B$  в хімічній сполуці, відповідно  $\gamma_1$ -фази і  $\gamma_2$ -фази. Зазвичай, ці тверді розчини  $\gamma_1$  і  $\gamma_2$  ро-

зглядаються як один твердий розчин –  $\gamma$ -фаза. Тому на діаграмі (рис. 14, б) область FIMLHF розглядається як однофазна з твердим розчином  $\gamma$ . Пунктирна лінія FF<sub>1</sub> ділить цю область на дві частини: ліворуч від неї  $\gamma$ -фазу можна вважати твердим розчином компонента А в хімічній сполуці A<sub>m</sub>B<sub>n</sub>, праворуч – твердим розчином компонента В в цій же сполуці.

Евтектики в цій системі складаються з суміші кристалів твердих розчинів: E<sub>1</sub>( $\alpha$ + $\gamma$ ), E<sub>2</sub>( $\gamma$ + $\beta$ ).

## 1.9 Діаграми стану систем з поліморфними компонентами

Поліморфні перетворення одного або обох компонентів сплаву суттєво змінюють його структуру і властивості. Такі перетворення є в багатьох промислових сплавах, наприклад, сплавах заліза, титану та ін.

Конкретний вигляд діаграми стану визначається не тільки взаємодією компонентів, а й їх поліморфних модифікацій. Крім того, важливу роль відіграє наявність або відсутність взаємної розчинності компонентів та їх поліморфних модифікацій у твердому стані. Тому діаграми стану з поліморфними компонентами надзвичайно численні. Розглянемо тільки одну систему, в якій обидва компоненти є поліморфними, а їх високотемпературні модифікації (A <sub>$\beta$</sub>  і B <sub>$\beta$</sub> ) утворюють неперервний ряд  $\beta$ -твердих розчинів (рис. 15), і низькотемпературні A <sub>$\alpha$</sub>  і B <sub>$\alpha$</sub>  – обмежені  $\alpha$ - і  $\alpha^1$ -тверді розчини.

Лінії KE і EL, на яких починається перетворення  $\beta$ -твердого розчину, перетинаються в одній точці E, яка називається *евтектоїдною*, а лінія GEN – лінією *евтектоїдного перетворення*:  $\beta_E \rightarrow (\alpha_G + \alpha^1_H)$  (читається: твердий розчин  $\beta$  складу точки E розкладається на суміш двох фаз — твердого розчину  $\alpha$  складу точки G і твердого розчину  $\alpha^1$  складу точки H).

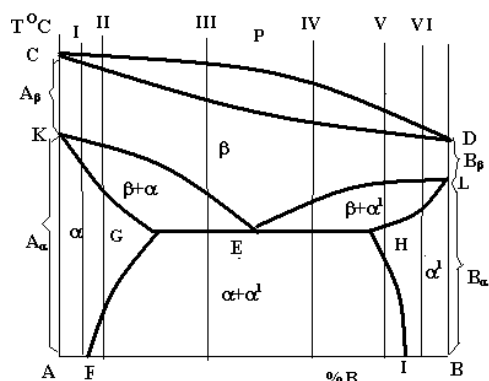


Рисунок 15 – Діаграма стану системи, компоненти якої мають поліморфні перетворення

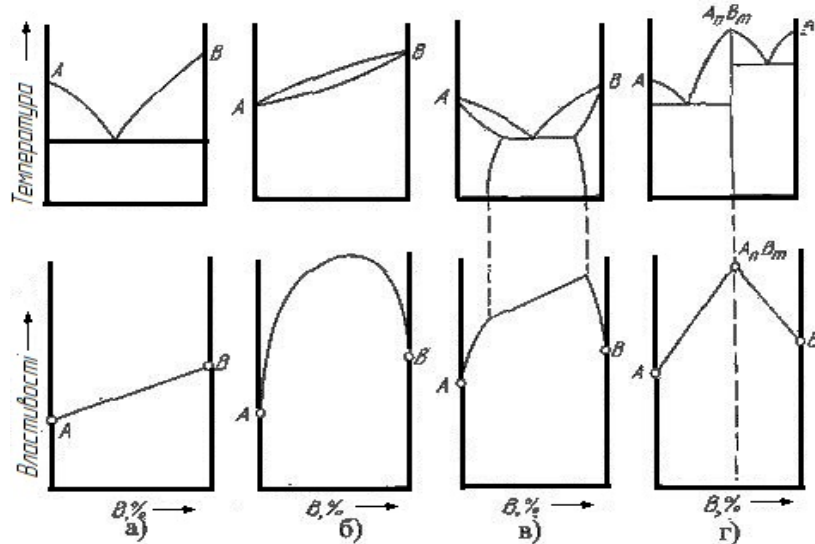
Лінії GF і HI на діаграмі стану є лініями сольвусу.

Сплави в інтервалі між точками G і E називаються доевтектоїдними, а сплави в інтервалі між точками E і H – заевтектоїдними. Схеми структур цих сплавів зображуються аналогічно тим, які зображені на рис. 16.

В додатку Б наведені діаграми стану, які пропонуються студентам для самостійного аналізу.

## 1.10 Зв'язок між властивостями сплавів та типом діаграми стану

Оскільки вигляд діаграми, і властивості сплаву залежать від того, які сполуки або які фази створили компоненти сплаву, то між ними має існувати певний зв'язок. Ця залежність встановлена Курнаковим (рис. 16.).



*Рисунок 16 – Зв'язок між властивостями сплавів та типом діаграми стану*

При утворенні механічних сумішей (рис. 16, а) властивості змінюються за лінійним законом. Значення характеристик властивостей сплаву знаходяться в інтервалі між характеристиками чистих компонентів.

При утворенні твердих розчинів (рис. 16, б) з необмеженою розчинністю властивості сплавів змінюються за криволінійною залежністю, причому деякі властивості, наприклад, електроопір, можуть значно відрізнятись від властивостей компонентів.

При утворенні твердих розчинів з обмеженою розчинністю (рис. 16, в) властивості в інтервалі концентрацій, які відповідають однофазним твердим розчинам, змінюються за криволінійним законом, а у двофазній області – за лінійним законом. Причому крайні точки на прямій є властивостями чистих фаз, максимально насичених твердих розчинів, які утворюють дану суміш.

При утворенні хімічних з'єднань (див. рис. 16, г) концентрація хімічного з'єднання відповідає максимуму на кривій. Це точка перегину, яка відповідає хімічному з'єднанню, називається сингулярною точкою.

Подані залежності не можна вважати універсальними, оскільки вони описують властивості сплавів переважно у рівноважному стані й часто не враховують таких структурних особливостей, як дефекти кристалічної будови, розміри й форма зерен, дисперсність фаз тощо; але істотно полегшують роботу над створенням нових сплавів.

## 1.11 Індивідуальне завдання з аналізу діаграм стану двокомпонентних систем

Накресліть діаграму стану системи згідно з варіантом. Охарактеризуйте взаємодію компонентів у рідкому та твердому станах, фази, структурні складові та перетворення, що відбуваються у сплавах даної системи. Для заданого сплаву, застосовуючи правило фаз, побудуйте криву охолодження або нагріву та опишіть перетворення, що при цьому відбуваються. Застосовуючи правило відрізків, визначте фазовий склад, концентрації фаз та їх кількісне співвідношення при заданій температурі.

Варіант	Система*	Сплав	Температура
Охолодження			
1	Cu–Zn	80% Zn	1010
2	Cu–As	10% As	800
3	Cu–Sn	Бр06	1000
4	Bi–Sb	35% Sb	1000
5	Cu–Al	Бр06	1060
6	Cu–Be	БрБ2	950
7	Al–Cu	3% Cu	600
8	Al–Si	5% Si	620
9	Sn–Zn	40% Zn	240
10	Pb–Sn	10% Sn	250
11	Hf–B	30% B	2000
12	Sb–Ge	5% Ge	600
13	Mg–Ca	40% Ca	650
14	Al–Ge	60% Ge	500
15	Pb–Mg	15% Mg	400
Нагрів			
16	Cu–Zn	80% Zn	1010
17	Cu–As	10% As	800
18	Cu–Sn	Бр06	1000
19	Bi–Sb	35% Sb	1000
20	Cu–Al	Бр06	1060
21	Cu–Be	БрБ2	950
22	Al–Cu	3% Cu	600
23	Al–Si	5% Si	620
24	Sn–Zn	40% Zn	240
25	Pb–Sn	10% Sn	250

\*Основні типи діаграм стану наведені на рис. Б.1–Б.12 (додаток Б).

## 2 АНАЛІЗ ТА ХАРАКТЕРИСТИКА ДІАГРАМИ СТАНУ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

### 2.1 Компоненти, фази та структурні складові в сплавах залізо-вуглець

Сплави заліза в промисловості є найбільш розповсюдженими. Головні з них – сталь і чавун – є сплавами заліза з вуглецем. До 93% конструкційних матеріалів, які використовуються в промисловості, це сталі та чавуни. З метою отримання заданих властивостей в сталь і чавун вносять легувальні елементи.

#### Компоненти

**Чисте залізо** – метал сріблясто-білого кольору, 26-й елемент періодичної системи Менделєєва. Температура плавлення 1539 °С, густина при кімнатній температурі  $7,68 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>. Відомі дві поліморфні модифікації заліза:  $\alpha$  і  $\gamma$ . Модифікація  $\alpha$  існує при температурах нижчих 910 °С і вищих 1392 °С. Для інтервалу температур 1392–1539 °С  $\alpha$ -залізо іноді позначають як  $\delta$ -залізо.

Кристалічна ґратка  $\alpha$ -заліза – об'ємноцентрований куб з періодом ґратки 2,8606 Å. До температури 768 °С  $\alpha$ -залізо магнітне (феромагнітне). Критичні точки в залізовуглецевих сплавах в металознавстві позначають літерою А (від початкової літери французького слова Arrêter – зупинка). Критичну точку 768 °С, яка відповідає магнітному перетворенню, тобто переходу з феромагнітного стану до парамагнітного (немагнітного) і навпаки, називають точкою Кюрі і позначають  $A_2$ .

При температурах 910–1392 °С існує  $\gamma$ -залізо; воно парамагнітне. Критичну точку перетворення  $\alpha$ -заліза в  $\gamma$ -залізо і навпаки:  $\gamma$ -заліза в  $\alpha$ -залізо ( $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ ) (910 °С) позначають як  $A_3$ . Якщо розглядають перетворення при нагріванні, тобто перетворення  $\alpha$ -заліза в  $\gamma$ -залізо ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ), то біля  $A_3$  ставлять ще позначку «с» (від фр. choffage – нагрівання), а якщо розглядають процес при охолодженні ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ), – то позначку «г» (від фр. refroidissement – охолодження). Таким чином, критичну точку  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  – перетворення при 910°С – позначають, відповідно,  $A_{c3}$  (при нагріванні) і  $A_{r3}$  (при охолодженні).

Критичну точку перетворення  $\gamma$ -заліза в  $\delta$ -залізо і навпаки:  $\delta$ -заліза в  $\gamma$ -залізо (1392 °С) позначають як  $A_4$  (при нагріванні  $A_{c4}$  і при охолодженні –  $A_{r4}$ ).

Кристалічна ґратка  $\gamma$ -заліза – гранецентрований куб з періодом 3,645 Å.

При кристалізації (1539 °С) утворюється  $\alpha$ -Fe, кристалічна будова якого має об'ємноцентровану кубічну (ОЦК) ґратку. У твердому стані залізо може перебувати у двох модифікаціях. Поліморфні перетворення відбуваються при температурах 911°С та 1392 °С. При температурі нижчій 911°С

(768...911 °C) існує  $\alpha$ -Fe з об'ємноцентрованою кубічною ґраткою. У інтервалі температур 911...1392 °C стійким є  $\gamma$ -Fe з гранецентрованою кубічною ґраткою. Вище 1392 °C залізо має  $\alpha$ -Fe об'ємноцентровану кубічну ґратку і називається високотемпературною  $\delta$ -фазою. Високотемпературна модифікація не є новою алотропічною формою. Критичну температуру 911 °C перетворення  $Fe\alpha \leftrightarrow Fe\gamma$  позначають точкою  $A_3$ , а температуру 1392 °C перетворення  $Fe\alpha \leftrightarrow Fe\gamma$  – точкою  $A_4$ .

При температурі нижчій за 768 °C залізо феромагнітне, а вище – парамагнітне. Точка Кюрі заліза 768 °C позначається  $A_2$  і є температурою переходу  $\alpha$ -Fe із парамагнітного стану в феромагнітний при охолодженні заліза і навпаки – при його нагріванні.

Для заліза крива охолодження має вигляд, показаний на рис. 17.

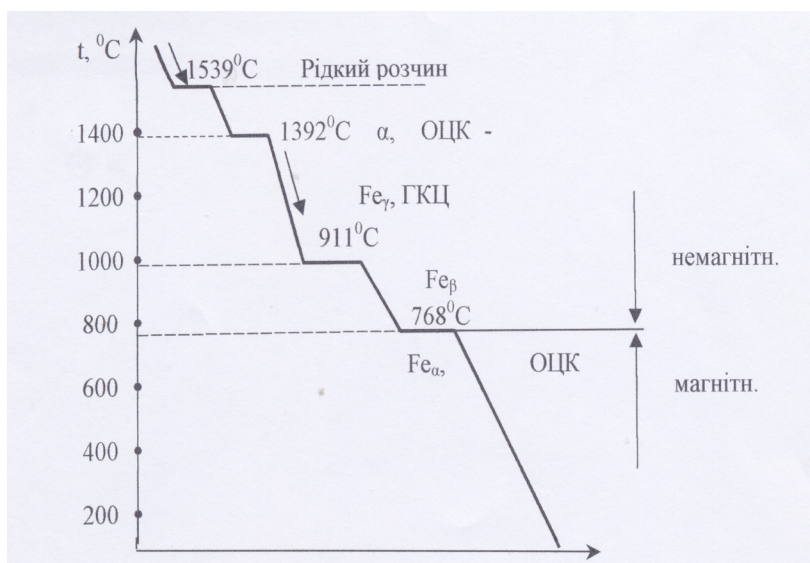
В інтервалі 911–1392 °C  $Fe$  має ГЦК, а в інтервалі від 0 до 911°C і від 1392 °C до 1539 °C – ОЦК. Змінюються також магнітні властивості при температурі 768 °C.

$Fe_\delta$  – ОЦК  $a = 2,93A^\circ$ ,

$Fe_\gamma$  – ГЦК  $a = 3,64A^\circ$  – немагнітні,

$Fe_\beta$  – ОЦК  $a = 2,90A^\circ$  – немагнітні.

$Fe_\alpha$  – ОЦК не супроводжується змінами ґратки, але змінюються магнітні властивості.



**Рисунок 17** – Крива охолодження заліза

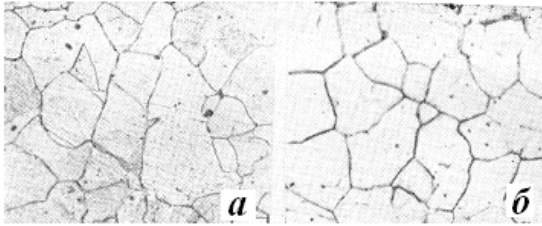
**Вуглець** – це неметалевий поліморфний елемент, температура плавлення 3500 °C. В звичайних умовах знаходиться у вигляді модифікації *графіт*, але може існувати і у вигляді метастабільної модифікації *алмаз*. Вуглець розчиняється в залізі як в рідкому, так і в твердому станах, а також може утворювати з залізом хімічну сполуку – карбід заліза (*цементит*).



## Фази

В системі Fe – C розрізняють такі фази: рідкий розчин, тверді розчини – *ферит* і *аустеніт*, хімічну сполуку *цементит* і *графіт*.

**Ферит** (Ф) – твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Розрізняють низькотемпературний  $\alpha$ -ферит з розчинністю вуглецю до 0,02% при 727 °С і високотемпературний  $\delta$ -ферит з найвищою розчинністю вуглецю 0,1% при 1500 °С. Під мікроскопом ферит проявляється у вигляді однорідних багатогранних зерен (рис. 18, *а*).



**Рисунок 18** – Структура фериту (*а*) і аустеніту (*б*), виявленого у вакуумній камері при 1000 °С;  $\times 150$

**Аустеніт** (А) – твердий розчин вуглецю в  $\gamma$ -залізі. Найвища розчинність вуглецю в  $\gamma$ -залізі 2,14% при 1147 °С. Мікроструктура аустеніту – однорідні багатогранні зерна (рис. 18, *б*).

**Цементит**. Це хімічна сполука заліза з вуглецем – карбід заліза  $\text{Fe}_3\text{C}$ . В цементиті міститься 6,67% вуглецю. Температура плавлення цементиту точно не встановлена, оскільки при нагріванні він може розпадатися на залізо і вуглець ( $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3 \text{Fe} + \text{C}$ ), приймається приблизно 1550 °С (за іншими даними температура плавлення цементиту 1250 °С). Цементит надто твердий і непластичний. Це – метастабільна фаза. В умовах рівноважного стану в сплавах з високим вмістом вуглецю утворюється графіт.

**Графіт**. При повільному охолодженні сплавів з високим вмістом вуглецю графіт виділяється як самостійна фаза як безпосередньо з рідкого розплаву, так і внаслідок розпаду цементиту вже в твердому стані. Графіт м'який з малою міцністю. На відміну від цементиту графіт є стабільною фазою. В сплавах з пониженим вмістом вуглецю утворення графіту малоймовірне.

Залежно від того, в якому вигляді при кристалізації сплавів Fe-C виділяється вуглець – у вигляді цементиту чи у вигляді графіту, – формуються сплави з різноманітною структурою та властивостями. Це можна спостерігати на діаграмах стану, які будуються для умов метастабільної рівноваги залізо-цементит, або для умов стабільної рівноваги залізо-графіт.

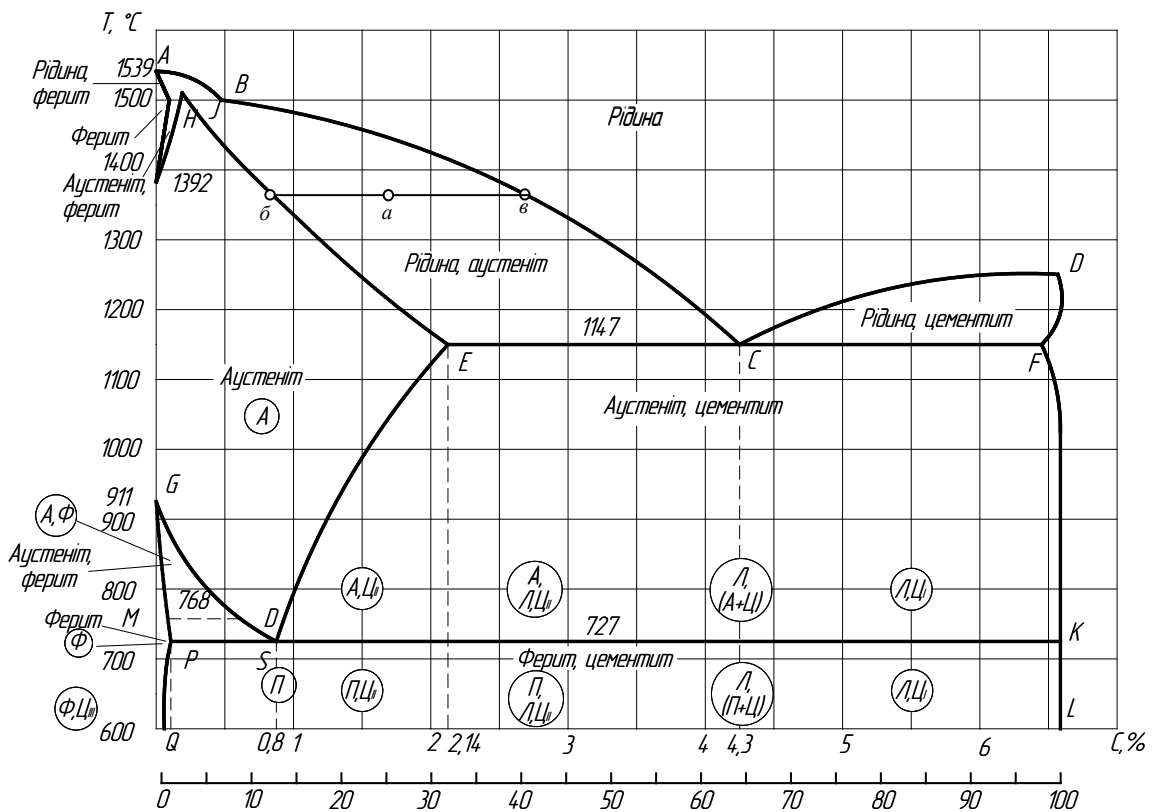
## 2.2 Діаграма стану залізо-цементит (метастабільна рівновага)

Діаграма стану залізо – цементит показана на рис. 19. Вона показує фазовий склад і структуру сплавів з концентрацією від чистого заліза до цементиту (6,67% вуглецю).

Система Fe -  $\text{Fe}_3\text{C}$  метастабільна.

На діаграмі Fe - Fe<sub>3</sub>C точка *A* (1539 °С) відповідає температурі плавлення заліза, а точка *D* (~ 1550 °С) – температурі плавлення цементиту. Точки *N* (1392 °С) і *G* (910 °С) відповідають поліморфному перетворенню α↔γ.

Характерним точкам діаграми відповідають такі концентрації вуглецю (% щодо маси): *B* – 0,51%С при температурі 1499 °С; *H* – 0,1%С (найвищий вміст в δ-фериті при 1499 °С); *J* – 0,16%С в аустеніті при перитектичній температурі 1499 °С; *E* – 2,14 °С (найвищий вміст в аустеніті при евтектичній температурі 1147 °С); *S* – 0,8%С в аустеніті при евтектоїдній температурі 727 °С; *P* – 0,02%С (найвищий вміст у α-фериті при температурі 727°С).



**Рисунок 19** – Діаграма стану Fe - Fe<sub>3</sub>C: *A* – аустеніт; *P* – рідина; *Ц* – цементит (*Ц<sub>I</sub>* – первинний, *Ц<sub>II</sub>* – вторинний, *Ц<sub>III</sub>* – третинний); *Ф* – ферит; *П* – перліт; *Л* – ледебурит

**Залізовуглецеві сплави.** За вмістом вуглецю (а, відповідно, і за положенням на діаграмі стану) залізовуглецеві сплави поділяються на:

**Технічне залізо** – сплави, в яких вміст вуглецю до 0,02% (ліворуч від точки *P*);

**Сталі** – сплави з вмістом вуглецю 0,02 ... 2,14% (між точками *P* і *E* на діаграмі стану);

**Чавуни** – сплави з вмістом вуглецю більше 2,14%, практично до 6,67% (між точками *E* і *F* на діаграмі стану).

**Кристалізація сплавів Fe – Fe<sub>3</sub>C.** Лінія *AB* (лінія ліквідус) показує температуру початку кристалізації δ-фериту (Φ) з рідкого сплаву (P); *BC* (лінія ліквідус) відповідає температурі початку кристалізації аустеніту (A) з рідкого сплаву; *CD* (лінія ліквідус) відповідає температурі початку кристалізації первинного цементиту (Fe<sub>3</sub>C) з рідкого сплаву; *AN* (лінія солідус) відповідає закінченню кристалізації δ-фериту; нижче цієї лінії існує тільки δ-ферит; *HJB* – лінія перитектичної нонваріантної (C=0) рівноваги (1499<sup>o</sup>C); при досягненні цієї температури проходить перитектична реакція  $P_B + \Phi_H = A_J$  (читається: рідина складу точки *B* взаємодіє з кристалами δ-фериту складу точки *H* з утворенням аустеніту складу точки *J*).

Лінія *ECF* (лінія солідус) відповідає кристалізації **евтектики** під назвою **ледебурит**:  $P_C \rightarrow A_E + \text{Fe}_3\text{C}$  (читається: рідина складу точки *C* перетворюється на суміш двох фаз – аустеніт складу точки *E* і цементит). Ця суміш двох фаз і є **евтектикою** (структурною складовою) під назвою **ледебурит**. Перетворення  $P_C \rightarrow A_E + \text{Fe}_3\text{C}$  називають також евтектичною реакцією.

### 2.3 Формування структур в залізовуглецевих сплавах при кристалізації

Розглянемо кристалізацію деяких характерних сплавів з різним вмістом вуглецю.

В сплавах з вмістом вуглецю до 0,1% кристалізація закінчується при температурі лінії *AN* з утворенням δ-фериту (див. рис. 19). В сплавах з вмістом вуглецю 0,1...0,16% при досягненні температури лінії *AB* з рідкої фази починають виділятися кристали δ-фериту, і сплав стає двофазним. При температурі 1499 °C в рівновазі знаходяться δ-ферит складу точки *H* (0,1%С) і рідка фаза складу точки *B* (0,51%С). При цій температурі протікає перитектична реакція  $P_B + \Phi_H \rightarrow \Phi_H + A_J$ , внаслідок якої утворюється двофазна структура δ-ферит (Φ) + γ-твердий розчин (A). В сплаві з вмістом вуглецю 0,16% (точка *J*) вихідні кристали твердого розчину δ-фериту внаслідок взаємодії з рідкою фазою при перитектичній реакції повністю перетворюються в аустеніт  $P_B + \Phi_H \rightarrow A_J$ .

В сплавах з вмістом вуглецю 0,16...0,51% при перитектичній температурі 1499 °C внаслідок взаємодії між δ-феритом і рідкою фазою утворюється аустеніт, але рідка фаза  $P_B + \Phi_H \rightarrow A_J + P_B$  залишається. У зв'язку з цим при температурі нижче лінії *JB* сплав буде двофазним: аустеніт + рідина. Процес кристалізації закінчиться при досягненні температур лінії солідус *JE*. Після затвердіння сплави матимуть однофазну структуру – аустеніт.

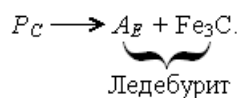
Сплави з вмістом вуглецю від 0,51 до 2,14% кристалізуються в інтервалі температур, обмеженим лініями *BC* і *JE*. Нижче лінії *BC* сплави складаються з рідкої фази і аустеніту. В процесі кристалізації склад рідкої фази змінюється по лінії ліквідус, а аустеніту – по лінії солідус. Кількість кож-

ної фази можна визначити за правилом важеля (відрізків). Так, кількість твердої фази (аустеніту) при температурі точки  $a$  буде визначатися за формулою  $A = \frac{a\delta}{b\delta} 100\%$ , а кількість рідкої фази –  $P = \frac{a\delta}{b\delta} 100\%$  (див. рис.19). Після кристалізації (нижче лінії солідус) сплави набувають однофазної структури – аустеніту.

В процесі кристалізації доєвтектичних сплавів з вмістом вуглецю від 2,14 до 4,3% з рідкої фази при досягненні температури, яка відповідає лінії ліквідус  $BC$ , спочатку виділяються кристали аустеніту. Склад рідкої фази в інтервалі температур кристалізації (між лініями  $BC$  і  $EC$ ) визначається лінією  $BC$ , а аустеніту – лінією  $JE$ . Будь-який сплав між цими лініями буде складатися з рідкої фази та аустеніту. Кількість цих фаз може бути визначена за правилом важеля так, як і в попередньому випадку.

При температурі 1147 °С аустеніт досягає найбільшої концентрації вуглецю, що відповідає точці  $E$  (2,14%), а рідина, що залишилась, – евтектичного складу точки  $C$  (4,3%С).

При температурі евтектики (лінія  $ECF$ ) існує нонваріантна ( $C = 0$ ) рівновага аустеніту складу точки  $E$  ( $A_E$ ), цементиту ( $Fe_3C$ ) і рідини складу точки  $C$  ( $P_C$ ). Ця рідина, що залишилась, кристалізується з утворенням **евтектики** під назвою **ледебурит**, яка складається в момент її утворення з механічної суміші аустеніту складу точки  $E$  і цементиту



На кривій охолодження при кристалізації евтектики (ледебуриту) спостерігається площадка (рис. 25, сплав  $VII$ ). Отже, доєвтектичні сплави після повної кристалізації мають структуру аустеніт + ледебурит. Наприклад, для сплаву з 3,5%С відразу після його повного затвердіння (дещо нижче температури лінії  $ECF$ ) кількість аустеніту за правилом важеля дорівнює

$$A = \frac{4,3 - 3,5}{4,3 - 2,14} 100\% = 37\%, \text{ а кількість ледебуриту} - L = \frac{3,5 - 2,14}{4,3 - 2,14} 100 = 63\% .$$

Фазовий склад сплаву після затвердіння – аустеніт і цементит. Кількість кожної з цих фаз також визначається за правилом важеля:

$$A = \frac{6,67 - 3,5}{6,67 - 2,14} 100 \approx 70\%, \quad C = \frac{3,5 - 2,14}{6,67 - 2,14} 100 \approx 30\% .$$

Евтектичний сплав (4,3%С) затвердіває при постійній температурі з утворенням тільки евтектики – ледебуриту, що складається з двох фаз: аустеніту і цементиту. Кількість кожної з цих фаз також можна визначити за

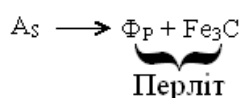
$$\text{правилом важеля } A = \frac{6,67 - 4,3}{6,67 - 2,14} 100 \approx 52\%; \quad C = \frac{4,3 - 2,14}{6,67 - 2,14} 100 \approx 48\% .$$

Заєвтектичні сплави (4,3...6,67%С) починають кристалізуватися при досягненні температури лінії ліквідус  $CD$  з виділенням з рідкої фази кристалів цементиту. Такий цементит називають первинним ( $C_1$ ). Концентрація

вуглецю в рідкій фазі з пониженням температури зменшується по лінії  $CD$ . При температурі  $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$  рідина досягає евтектичної концентрації  $4,3\%C$  (точка  $C$ ) і кристалізується з утворенням ледебуриту. Після повної кристалізації заевтектичні сплави матимуть структуру, що складається з первинного цементиту і ледебуриту. Фазовий склад заевтектичних сплавів після повної кристалізації – аустеніт і цементит.

## 2.4 Фазові і структурні зміни в залізовуглецевих сплавах (вторинна кристалізація)

Поліморфні перетворення в залізі і зміна розчинності вуглецю в аустеніті і фериті при подальшому охолодженні сплавів після їх затвердіння викликають фазові і структурні перетворення (див. рис. 19). Ці перетворення описуються такими лініями: лінія  $NH$  – верхня границя області існування двох фаз, а саме:  $\delta$ -фериту і аустеніту. При охолодженні ця лінія відповідає температурам початку поліморфного перетворення  $\delta$ -фериту в аустеніт. Лінія  $NJ$  – нижня межа області існування  $\delta$ -фериту і аустеніту; при охолодженні відповідає температурам закінчення перетворення  $\delta$ -фериту в аустеніт. Температури, що відповідають лінії  $NJ$ , прийнято позначати  $A_4$  (при нагріванні –  $A_{c4}$ , при охолодженні –  $A_{r4}$ ). Лінія  $GS$  – верхня межа області існування фериту і аустеніту; при охолодженні відповідає температурам початку перетворення аустеніту на ферит ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ). Температури, що відповідають лінії  $GS$ , прийнято позначати  $A_3$  (при охолодженні –  $A_{r3}$ , при нагріванні –  $A_{c3}$ ). В сталях з вмістом вуглецю до  $0,8\%$  поліморфне  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення при охолодженні протікає в інтервалі температур між лініями  $GS$  і  $PS$ . Лінія  $PSK$  називається лінією евтектоїдного перетворення; при охолодженні вона відповідає розпаду аустеніту ( $0,8\%C$ ) з утворенням *евтектоїду* – феритно-цементитної структури, яка отримала назву *перліт*.

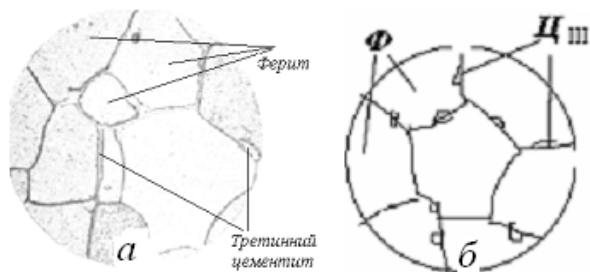


Критичні температурні точки, що відповідають лінії  $PSK$  при охолодженні, позначають  $A_{r1}$ , а при нагріванні –  $A_{c1}$ . (Таке позначення поліморфного  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -перетворення ( $A_1$ ) приймається для будь-яких сплавів в інтервалі концентрацій вуглецю від  $0,02$  до  $6,67\%$ , тобто, і для сталей, і для чавунів).

Лінія граничної розчинності вуглецю в аустеніті  $SE$  при охолодженні відповідає температурам початку виділення з аустеніту вторинного цементиту, а при нагріванні – закінченню розчинення вторинного цементиту в аустеніті. Прийнято критичні точки, що відповідають лінії  $SE$ , позначати  $A_{cm}$ .

Лінія  $GP$  при охолодженні відповідає температурам закінчення перетворення аустеніту у ферит, а при нагріванні – початку перетворення фериту в аустеніт. Зміна розчинності вуглецю у фериті, залежно від температури, відповідає лінії  $PQ$ . При охолодженні ця лінія відповідає температурам початку виділення цементиту з фериту. Цей цементит дістав назву третинного. При нагріванні по лінії  $PQ$  відбувається повне розчинення третинного цементиту у фериті.

Сплави з вмістом вуглецю  $\leq 0,02\%$  (точка  $P$ ) називають **технічним залізом**. В цих сплавах при нагріванні і охолодженні відбувається поліморфне  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -перетворення між лініями  $GS$  і  $GP$ . Нижче лінії  $GP$  існує тільки ферит. При охолодженні ферит при температурі лінії  $PQ$  стає насиченим вуглецем і при подальшому зниженні температури з нього виділяється цементит (третинний). Виділення третинного цементиту на границях зерен фериту суттєво знижує пластичність фериту. Мікроструктура технічного заліза показана на рис. 20.



**Рисунок 20** – Мікроструктура технічного заліза: *а* – фотографія, отримана з мікроскопа; *б* – схема зображення

Як уже повідомлялось, сплави з вмістом вуглецю від 0,02 до 2,14% називаються **сталями**. При вмісті вуглецю 0,02...0,8% сталі називаються **доевтектоїдними**. Будь-яка доевтектоїдна сталь після охолодження нижче ліній  $NJ$  і  $JE$  має структуру аустеніту, який не зазнає ніяких змін при охолодженні аж до температур лінії  $GS$  ( $A_3$ ). Нижче цієї лінії на границях зерен аустеніту утворюються зародки фериту, які ростуть і перетворюються в зерна. Кількість аустеніту зменшується, а вміст в ньому вуглецю збільшується, оскільки ферит майже не містить вуглецю ( $<0,02\%$ ).

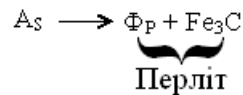
При зниженні температури склад аустеніту змінюється по лінії  $GS$ , а фериту – по лінії  $GP$ , і при температурі лінії  $PS$  ( $727^\circ\text{C}$ ) ферит містить 0,02% (точка  $P$ ), а аустеніт – 0,8% (точка  $S$ ). Чим вища концентрація вуглецю в сталі, тим менше утворюється фериту, і на лінії  $PS$  його кількість можна визначити за правилом важеля. Наприклад, при вмісті вуглецю в сталі 0,2% С фериту буде

$$\Phi = \frac{0,8 - 0,2}{0,8 - 0,02} 100 \approx 77\%;$$

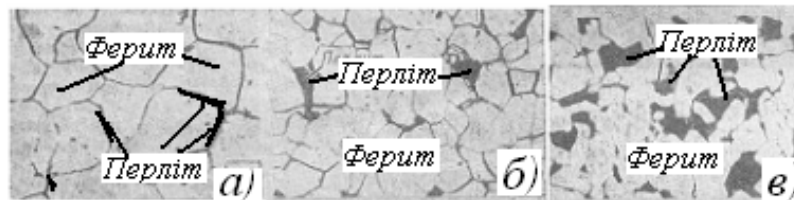
при вмісті вуглецю 0,6% С фериту буде 
$$\Phi = \frac{0,8 - 0,6}{0,8 - 0,02} 100 \approx 26\%.$$

При температурі  $727^\circ\text{C}$  (температура евтектоїдного перетворення) аустеніт, що має евтектоїдну концентрацію (0,8%), розпадається з одночасним

виділенням з нього двох фаз – фериту і цементиту, які утворюють таку структурну складову, як перліт.



Евтектоїдне перетворення аустеніту проходить при постійній температурі 727 °С (рис. 25, сплави II-V, площадка на кривих охолодження), оскільки при цій температурі існують три фази: ферит (0,02%С), цементит (6,67%С) і аустеніт (0,8%С). Система нонваріантна ( $C = 2 + 1 - 3 = 0$ ). Після повного охолодження доевтектоїдні сталі мають структуру: ферит + перліт (рис. 21).

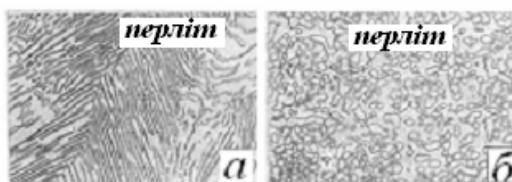


**Рисунок 21** – Мікроструктури доевтектоїдних сталей:  
а) – 0,06%С; б) – 0,1%С; в) – 0,22%С

Чим більше в сталі вуглецю, тим менше в структурі фериту і більше перліту.

Сталь з вмістом вуглецю 0,8% називають **евтектоїдною**. В цій сталі при досягненні температури 727 °С (точка *S* на рис. 25) весь аустеніт перетворюється в перліт.

Перліт при його утворенні з аустеніту має пластинчасту будову, тобто складається з пластинок фериту і цементиту, які чередуються між собою (рис. 22, а). Після спеціальної термічної обробки можна отримати перліт зернистої будови, коли у феритній основі утворюються зерна цементиту (рис. 22, б).

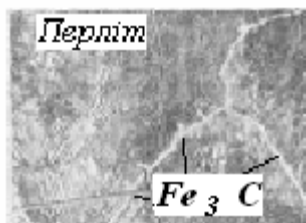


**Рисунок 22** – Мікроструктури перліту:  
а – пластинчастого; б – зернистого

Сталі з вмістом вуглецю від 0,8 до 2,14% називають **заевтектоїдними**. В цих сталях вище лінії *SE* буде лише аустеніт. При температурах, що відповідають цій лінії, аустеніт виявляється насиченим вуглецем і при зниженні температури з нього виділяється компонент, який його насичує, тобто вуглець у вигляді цементиту, який виділяється у вигляді сітки навкруги зерен аустеніту. Такий цементит прийнято називати вторинним. У зв'язку з цим нижче лінії *SE* сплави стають двофазними (аустеніт + вторинний це-

ментит). Із зниженням температури концентрація вуглецю в аустеніті зменшується згідно з лінією  $SE$ , а кількість вторинного цементиту зростає. Прийнято критичні точки, що відповідають лінії  $SE$ , позначати  $A_{cm}$ . При нагріванні –  $A_{cm}$ , а при охолодженні –  $Ar_{cm}$ .

Після остаточного охолодження заевтектоїдні сталі матимуть структуру перліту і вторинного цементиту у вигляді сітки навкруги зерен перліту (рис. 23).



**Рисунок 23** – Мікроструктура заевтектоїдної сталі

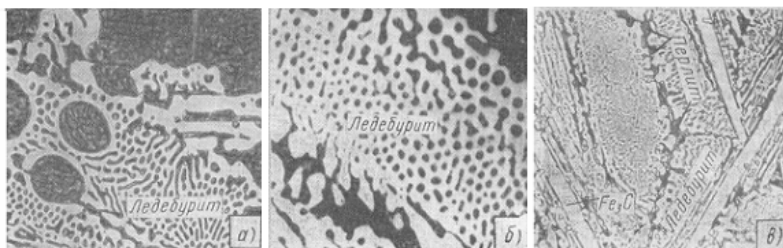
Кількість цих структурних складових можна визначити за правилом важеля. Так, наприклад, для сталі з вмістом вуглецю 1,5% перліту буде:

$$P = \frac{6,67 - 1,5}{6,67 - 0,8} 100 \approx 88\%, \text{ а вторинного цементиту} - C_{II} = \frac{1,5 - 0,8}{6,67 - 0,8} 100 \approx 12\% .$$

Виділення вторинного цементиту у вигляді сітки робить сталь крихкою, тому спеціальною термічною обробкою перліту і вторинному цементиту надають зернистої форми (див. рис. 22, б).

Як уже зазначалось раніше, залізовуглецеві сплави з вмістом вуглецю більше 2,14% називаються чавунами. Їх поділяють на **доевтектичні** (2,14...4,3%С), **заевтектичні** (4,3...6,67%С) і **евтектичні** чавуни (4,3%С).

В доевтектичних чавунах при зниженні температури після їх затвердіння, тобто нижче лінії  $ES$ , внаслідок зменшення розчинності вуглецю в аустеніті (лінія  $ES$ ) відбувається частковий розпад аустеніту як первинного, що виділився безпосередньо з рідини, так і аустеніту, що входить до складу ледебуриту. Цей розпад полягає у виділенні кристалів вторинного цементиту і зменшенні в зв'язку з цим вмісту вуглецю в аустеніті згідно з лінією  $ES$ . При температурі 727 °С (лінія  $PSK$ ) аустеніт з вмістом вуглецю 0,8% перетворюється в перліт. Таким чином, доевтектичні чавуни після повного охолодження мають структуру: перліт, ледебурит (перліт + цементит) і вторинний цементит (рис. 24, а).



**Рисунок 24** – Мікроструктури чавунів:

- а – доевтектичного;
- б – евтектичного;
- в – заевтектичного



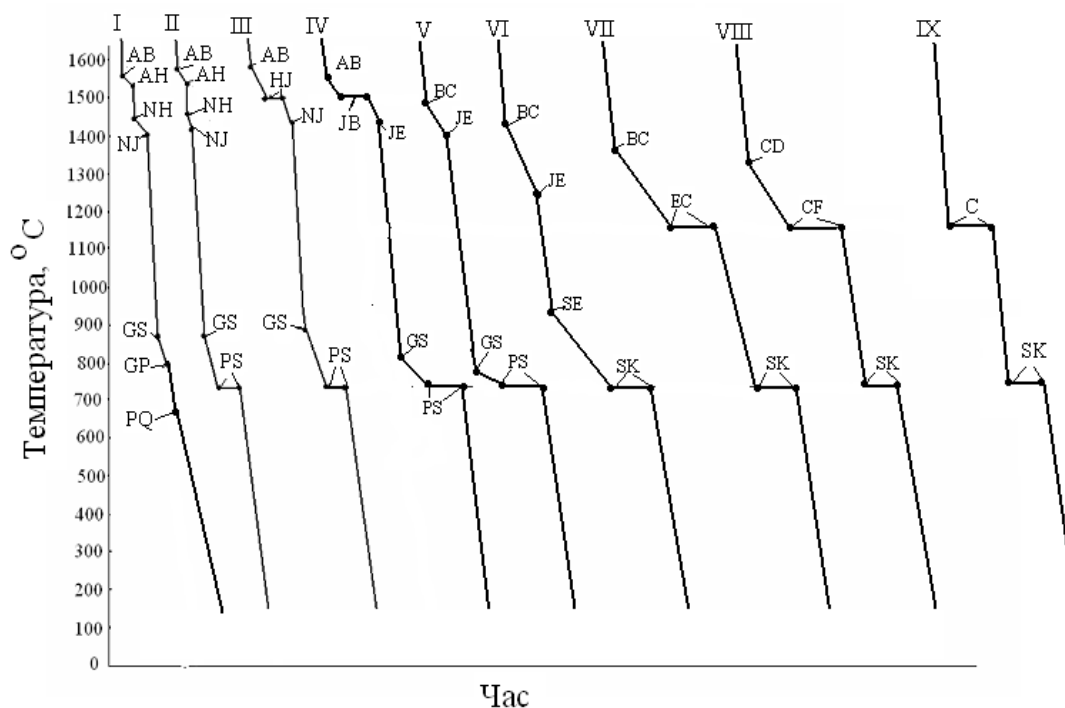
Евтектичний чавун після охолодження має структуру ледебурит (перліт + цементит) – див. рис. 24, б.

Заевтектичний чавун (>4,3%С) після затвердіння складається з первинного цементиту і ледебуриту (аустеніт + Fe<sub>3</sub>C) – див. рис. 24, в.

При зниженні температури аустеніт збіднюється вуглецем внаслідок виділення надлишкового цементиту і при температурі 727 °С розкладається з утворенням перліту. Після остаточного охолодження заевтектичні чавуни мають структуру: первинний цементит у формі пластин і ледебурит (перліт + цементит).

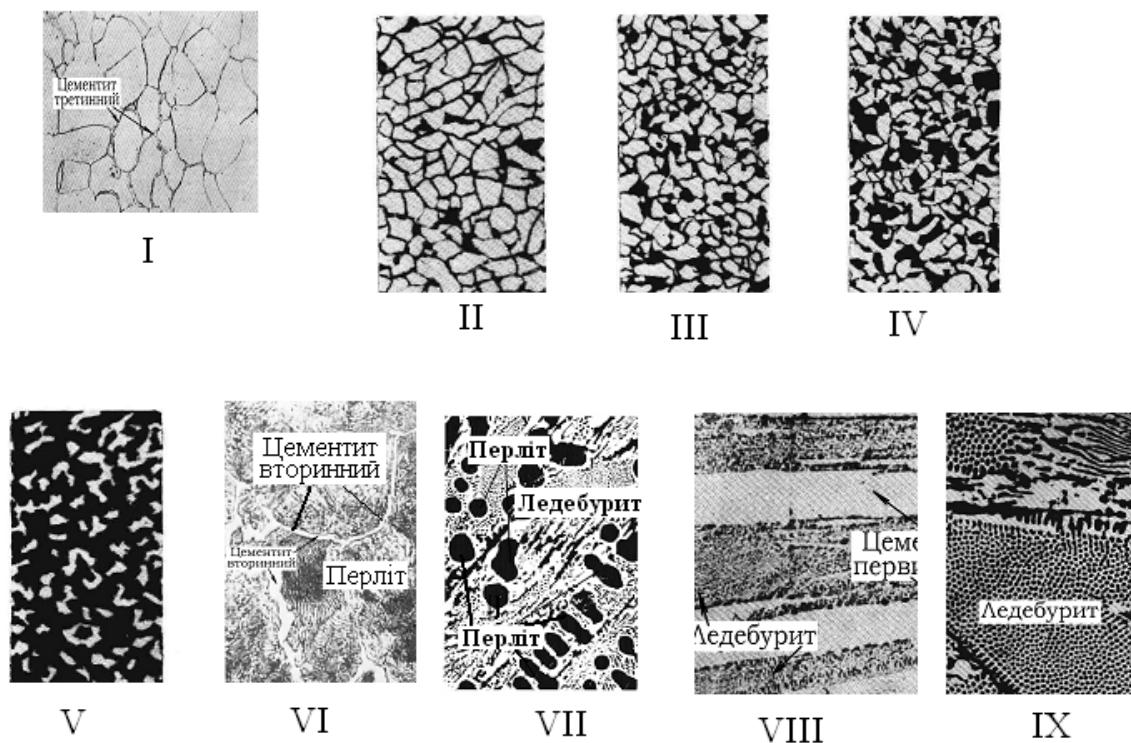
Усі сплави заліза з вуглецем мають різну структуру, однак фазовий склад усіх сплавів однаковий: ферит і цементит.

На рис. 25 наведені криві охолодження залізовуглецевих сплавів з різним вмістом вуглецю і структури цих сплавів. Структури сплавів показані на рис. 26.



**Рисунок 25** – Криві охолодження сплавів залізо – вуглець з різним вмістом вуглецю:

- I – до 0,02%С; II – >0,02...до 0,1%С; III – >0,1...до 0,16%С;
- IV – >0,16...до 0,51%С; V – >0,51...до 0,8%С; VI – > 0,8...до 2,14%С;
- VII – > 2,14...до 4,3%С; VIII – > 4,3%С; IX – 4,3%С



**Рисунок 26 – Структури сплавів**

## **2.5 Індивідуальне завдання з аналізу перетворень при нагріванні та охолодженні залізовуглецевих сплавів**

Накресліть діаграму стану Fe-Fe<sub>3</sub>C. Охарактеризуйте фази, структурні складові в усіх областях діаграми та перетворення, опишіть перетворення, які відбуваються в залізовуглецевих сплавах. Побудуйте криву нагрівання або охолодження (із застосуванням правила фаз) заданого сплаву та опишіть, які перетворення при цьому відбуваються.

Користуючись правилом важеля (відрізків), визначте фазовий склад сплаву, концентрацію вуглецю у кожній фазі та їх кількісне співвідношення при вказаній температурі. Структура сплаву наведена нижче.

варіант	Вміст вуглецю, %	Температура, °C	варіант	Вміст вуглецю, %	Температура, °C
Охолодження			Нагрів		
1	0,05	890	11	0,05	890
2	0,15	1480	12	0,15	1480
3	0,18	800	13	0,18	800
4	0,25	1480	14	0,25	1480
5	0,45	750	15	0,45	750
6	0,7	600	16	0,7	600
7	0,9	750	17	0,9	750
8	1,4	800	18	1,4	800
9	2,6	1200	19	2,6	1200
10	4,3	1147	20	4,3	1147

## 3 РОЗРОБКА ОПТИМАЛЬНИХ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВИРОБІВ ЗІ СТАЛІ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

### 3.1 Технологія термічної обробки

Основними видами термічної обробки, що по-різному змінюють структуру і властивості сталі і які призначаються залежно від вимог до заготовок (вилітків, поковок, прокату тощо) і готових виробів, є відпал, нормалізація, гартування і відпуск.

#### 3.1.1 Відпал сталі

**Відпал** – це вид термічної обробки, при якій сталь нагрівають до визначеної температури з наступним охолодженням, внаслідок чого досягається значна хімічна і структурна рівновага.

Мета відпалу – покращання механічних властивостей; вирівнювання хімічного складу сталі; покращання оброблюваності сталі; усунення внутрішніх напружень; підготовка структури для наступної термічної обробки.

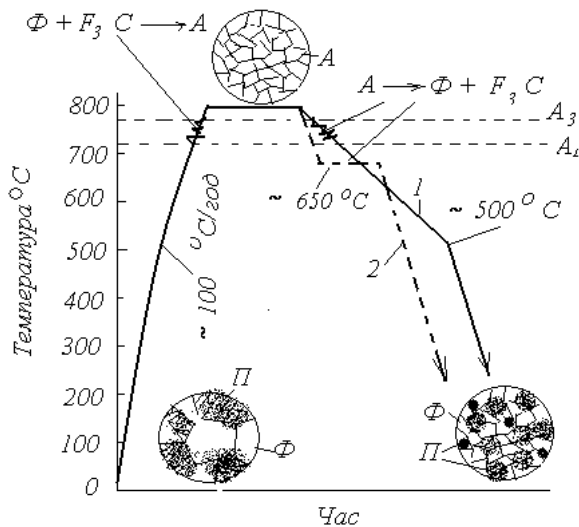
Залежно від мети відпалу розрізняють: гомогенізаційний (дифузійний) відпал; неповний відпал і повний відпал.

**Гомогенізаційний (дифузійний) відпал** (або просто гомогенізацію) застосовують для зливків і крупних виливків з легованої сталі з метою усунення дендритної або внутрішньокристалітної ліквіації, тобто неоднорідності хімічного складу в межах одного зерна. Така неоднорідність підвищує схильність сталі до крихкого руйнування під час обробки тиском, до анізотропії властивостей і до виникнення таких дефектів, як шиферність (шаруватий злам), флокени (тонкі внутрішні тріщини, які спостерігаються в зламах у вигляді білих овальних плям). Дендритна ліквіація знижує пластичність і в'язкість легованої сталі. Температура нагрівання сталі при дифузійному відпалі висока і становить  $A_{c3} + (100...200 \text{ } ^\circ\text{C})$ , тому що тільки в цьому випадку повніше протікають дифузійні процеси, необхідні для вирівнювання в окремих об'ємах складу сталі. Загальна тривалість дифузійного відпалу (нагрівання, витримка і повільне охолодження) сягає 50...100 годин і більше. Звичайно, при цьому величина зерен значно зростає. Для зливків це не страшно, оскільки крупні зерна руйнуються при прокатуванні, а крупні виливки після такого відпалу мають проходити додаткову ТО – повторний повний відпал або нормалізацію для подрібнення зерна і покращання властивостей.

**Повний відпал** полягає в нагріванні доєвтектоїдної сталі на  $30...50 \text{ } ^\circ\text{C}$  вище верхньої критичної точки  $A_{c3}$ , витримці при цій температурі для повного прогрівання і завершення фазових перетворень в об'ємі металу та наступному повільному охолодженні (рис. 27).

При нагріванні до температури вище точки  $A_{c3}$  на  $30...50 \text{ } ^\circ\text{C}$  утворюється аустеніт з дрібним зерном, і тому при охолодженні виникає дрібно-

зерниста структура, яка забезпечує високу в'язкість і пластичність а також можливість досягнення високих властивостей після остаточної ТО.



**Рисунок 27** – Схема повного відпалу доєвтектоїдної сталі

Повільне охолодження (рис. 27, крива охолодження 1) забезпечує розпад аустеніту при невеликих степенях переохолодження з утворенням порівняно м'якого перліту. Швидкість охолодження вуглецевих сталей з невеликою стійкістю переохолодженого аустеніту в зоні тем-

ператур перлітного перетворення може досягати 200...250 °C за годину, а легованих сталей з високою стійкістю переохолодженого аустеніту – 10...100 °C/год.

Повному відпалу піддають сортовий прокат, поковки, фасонні виливки.

Описаний процес повного відпалу відносять до так званого звичайного відпалу. Такого ж ефекту можна досягти **ізотермічним** відпалом, при якому після прогрівання сталі її швидко охолоджують (зазвичай переносом в іншу піч) до температури дещо нижчої точки  $A_1$  (~ 650°C) і витримують при цій температурі (ізотермічна витримка) до повного розпаду аустеніту, після чого сталь можна охолоджувати на повітрі (рис. 27, пунктирна крива охолодження 2). Перевагою ізотермічного відпалу є зменшення тривалості процесу, особливо для легованих сталей, які доводиться дуже повільно охолоджувати для потрібного зниження твердості.

Ізотермічний відпал застосовують для невеликих деталей (шестерні, вали, муфти), які можна швидко охолодити до температури ізотермічної витримки.

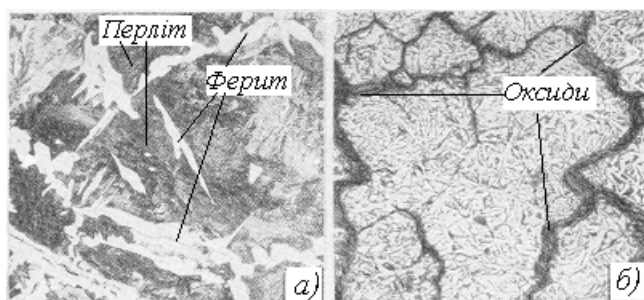
Різновидом ізотермічного відпалу є **патентування**, коли ізотермічну витримку дають при температурі, яка забезпечує отримання структури сорбіту (450...550 °C в розплаві солі або свинцю) з наступним охолодженням у воді або на повітрі. Патентуванню піддають дріт-катанку перед волочінням. Дріт після патентування в процесі волочіння суттєво зміцнюється.

**Неповний відпал** від повного відрізняється тим, що сталь нагрівають до більш низької температури – на 10...20 °C вище точки  $A_1$ . Для доєвтектоїдних сталей неповний відпал застосовують для покращання оброблюваності різанням. Оскільки нагрівання до такої температури приводить тільки до перетворення перліту в аустеніт, а ферит лиш частково перетворюється в аустеніт і більша його частина залишається, то неповний відпал

проводять тільки в тому випадку, коли гаряча обробка тиском була виконана правильно, тобто вона була закінчена при температурі дещо вищій точки  $A_3$ , коли ферит ще не утворився і не деформувався і при цьому не було крупного зерна такої структури, як, наприклад, відманштетова.

Відманштетовою структурою називається така структура, в якій ферит або цементит має вигляд пластин або голок (рис. 28, а); така структура є небажаною через її низькі механічні властивості. Це є перегріта сталь, яка має крупнозернистий злам. В перегрітій сталі нерідко частина фериту (цементиту в заевтектоїдній сталі) утворюють **відманштетові** кристали. Перегрівання може бути виправлено наступним нагріванням доевтектоїдної сталі вище точки  $A_{c3}$ , а евтектоїдної і заевтектоїдної сталей – вище точки  $A_{c1}$ .

Нагрівання до ще більш високої температури, ніж тієї, яка викликає перегрівання, особливо в окислювальній атмосфері, викликає таке явище, як **перепалювання** сталі. Воно супроводжується утворенням по границях зерен оксидів заліза (рис. 28, б), які порушують цілісний зв'язок між зернами і роблять таку сталь надзвичайно крихкою як в гарячому, так і в холодному станах. Злам такої сталі каменеподібний. Перепалювання – це невиправний дефект сталі.



**Рисунок 28** – Мікроструктура перегрітої (а) і перепаленої (б) сталі (x 100)

Для заевтектоїдних сталей застосовують тільки неповний відпал, який приводить до утворення зернистого перліту замість пластинчастого (рис. 28). Мета такого відпалу – пом'якшення сталі перед обробкою різанням. Твердість заевтектоїдної сталі з пластинчастим перлітом становить 200...220 НВ, а сталі з зернистим перлітом – 150...170 НВ. Відпал заевтектоїдної сталі на зернистий перліт називається **сфероїдізацією**. Неперервне охолодження при сфероїдізації повільне. Частіше проводять **ізотермічний сфероїдізаційний відпал**, який потребує менше часу. В цьому випадку сталь повільно охолоджують (30...50 °С/год) до 620...680 °С, витримують при цій температурі 1...3 години для розпаду переохолодженого аустеніту і коагуляції карбідів, а потім охолоджують на повітрі. Якщо в заевтектоїдній сталі надлишковий цементит був у вигляді сітки навкруги зерен перліту (див. рис.23), то перед сфероїдізаційним відпалом попередньо потрібно провести нормалізацію з нагріванням вище точки  $A_{cm}$  для розчинення сітки вторинного цементиту з наступним охолодженням на повітрі для попередження виділення вторинного цементиту у вигляді сітки.

Різновидами неповного відпалу можна вважати **рекристалізаційний відпал (рекристалізацію)** і **відпал для зняття залишкових напружень**.

**Рекристалізаційний відпал** здійснюють для холоднодеформованої сталі з метою усунення текстури – переважної орієнтації кристалів в одному напрямі. Водночас з усуненням текстури знімається і наклеп, тобто відновлюються початкові властивості сталі.

Температура рекристалізаційного відпалу для доевтектоїдних вуглецевих сталей з вмістом вуглецю до 0,2%, які найчастіше піддають холодному деформуванню (прокатуванню, штампуванню, волочінню), становить 680...700 °С. Температура відпалу високовуглецевих легованих сталей – 730 °С. Тривалість нагрівання становить 0,5...1,5 год.

При рекристалізаційному відпалі можуть відбуватися процеси коагуляції і сфероїдизації цементиту, внаслідок чого підвищується пластичність сталі і полегшується обробка тиском.

**Відпал для усунення залишкових напружень** застосовують для виливків, зварних виробів, деталей після обробки різанням тощо, коли внаслідок нерівномірного охолодження, нерівномірного пластичного деформування виникли залишкові напруження. Ці напруження можуть викликати зміну розмірів, жолоблення виробів в процесі їх обробки, наприклад, різанням, експлуатації або зберігання.

Відпал сталевих виробів для зняття напружень проводиться при температурі 160...700 °С з наступним повільним охолодженням. Наприклад, після основної механічної обробки деталі відповідального призначення (ходові гвинти, високонапружені зубчасті колеса, черв'яки та ін. деталі) часто проходять відпал (відпуск) при температурі 570...600 °С протягом 2...3 годин і після остаточної механічної обробки (шліфування) для зняття шліфувальних напружень при 160...180 °С 2...2,5 год.

Відпал зварних виробів для зняття зварних напружень проводять при 650...700 °С.

Залишкові напруження знімаються також і при проведенні інших видів відпалу, наприклад, рекристалізаційного, неповного з повільним охолодженням до кімнатної температури.

### **3.1.2 Нормалізація (нормалізаційний відпал)**

Нормалізація полягає в нагріванні доевтектоїдної сталі до температури на 50 °С вищої точки  $A_{c3}$ , а заевтектоїдної сталі – вищої  $A_{c_{cm}}$  також на 50°С, нетривалій витримці для прогрівання деталей і завершення фазових перетворень і охолодженні на повітрі.

Прискорене охолодження на повітрі приводить до розпаду аустеніту при більш низьких температурах, що підвищує дисперсність феритно-цементитної структури і збільшує кількість сорбіту або трооститу. А така структура підвищує на 10...15% міцність і твердість середньо- і високовуглецевої нормалізованої сталі порівняно з відпаленою. Призначення нормалізації різне, залежно від складу сталі. Для низьковуглецевих сталей нормалізацію призначають замість повного відпалу. Незначне підвищення

твердості після нормалізації таких сталей забезпечує більш високу продуктивність при обробці різанням і отримання більш чистої поверхні. Для виливків з середньовуглецевої сталі нормалізацію або нормалізацію з високим відпуском (550...650 °С) застосовують замість гартування та високого відпуску. Механічні властивості в цьому випадку будуть дещо нижчими, але вироби будуть зазнавати менших деформацій порівняно з тими, що з ними відбувається при гартуванні, вірогідність утворення тріщин практично унеможливується.

Для заевтектоїдної сталі нормалізацію застосовують для усунення сітки вторинного цементиту (див. рис. 23), яка може виникнути при повільному охолодженні в інтервалі температур  $A_{cm}-A_1$ .

Нормалізацію з високим відпуском (600...650 °С) часто використовують для виправлення структури легованих сталей замість повного відпалу, оскільки продуктивність перших двох операцій вища, ніж одного відпалу.

### 3.2 Гартування сталі

Гартування полягає в нагріванні сталі на 30...50 °С вище точки  $A_{c3}$  для доевтектоїдних сталей і на 30...50 °С вище точки  $A_{c1}$  для заевтектоїдних сталей, витримці при цих температурах для завершення фазових перетворень і наступному охолодженні зі швидкістю вище критичної. На рис. 29 наведені схеми гартування доевтектоїдної (а) і заевтектоїдної (б) сталей

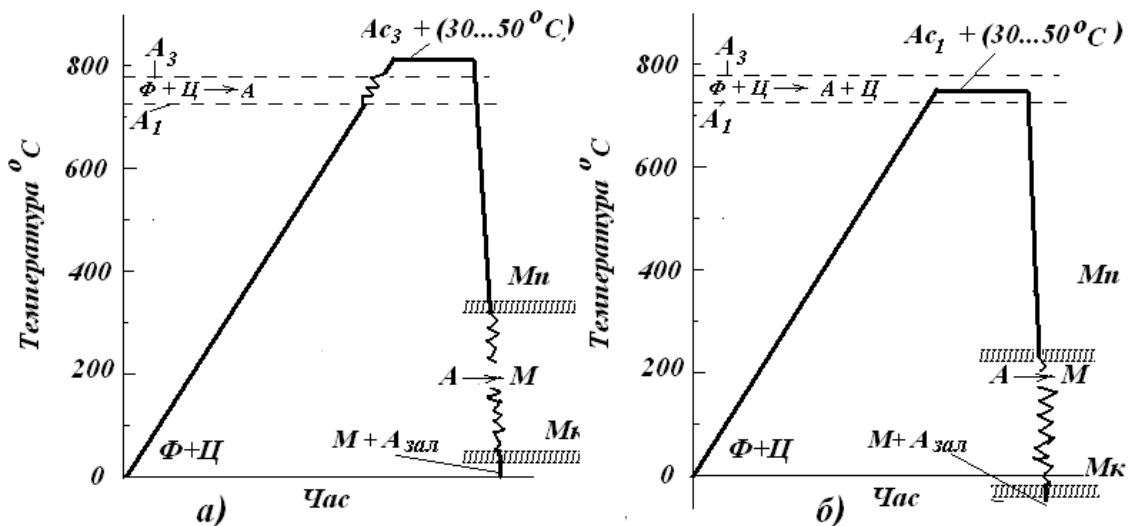


Рисунок 29 – Схеми гартування доевтектоїдної (а) і заевтектоїдної (б) сталей

Гартування не є остаточною операцією термічної обробки. Для зменшення крихкості і напружень, викликаних гартуванням, і отримання необхідних механічних властивостей сталь після гартування обов'язково піддають *відпуску*.

Інструментальну сталь піддають гартуванню і відпуску для підвищення твердості, зносостійкості та міцності, а конструкційну сталь – для підвищення міцності, твердості, отримання достатньо високої пластичності й в'язкості, а для низки деталей – також і високої зносостійкості.

**Вибір температури гартування.** Доевтектоїдні сталі нагрівають до температур на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$  вище точки  $A_{c3}$  (див. рис. 29 ). В цьому випадку сталь з вихідною структурою *ферит* + *перліт* при нагріванні набуває аустенітну структуру, яка при наступному охолодженні зі швидкістю вище критичної перетворюється в мартенсит. Гартування за температур міжкритичного інтервалу ( $A_{c1}-A_{c3}$ ), як правило, не застосовують, оскільки в цьому випадку поряд з мартенситом після гартування зберігається і ферит, внаслідок чого твердість і міцність сталі мають більш низькі значення, ніж при гартуванні за температур вищих точки  $A_{c3}$ . Правда, останнім часом встановлено, що гартування за температур міжкритичного інтервалу приводить до утворення структури, яка складається з фериту, незначної кількості мартенситу, в який перетворилася тільки та частина аустеніту, яка була в структурі сталі при температурі цього міжкритичного інтервалу і залишкового аустеніту. Така структура сталі після гартування має низькі значення межі текучості при високих значеннях межі міцності. Низьке відношення  $\sigma_T/\sigma_B$  вигідне для глибокого штампування маловуглецевих сталей, що і використовується в автомобільній промисловості для виготовлення деталей корпусу автомобіля.

Заевтектоїдні сталі під гартування нагрівають дещо вище  $A_{c1}$  (див. рис. 29). При такому нагріванні утворюється аустеніт при збереженні деякої кількості вторинного цементиту. Після охолодження структура сталі складається з мартенситу і нерозчинених часток карбідів, які мають високу твердість, і загартована сталь характеризується високою твердістю, що саме і потрібно для інструменту з такої сталі.

Для багатьох легованих сталей температура нагрівання під гартування значно перевищує критичні точки  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$  (на  $150...250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), що потрібно для переведення в твердий розчин спеціальних карбідів і отримання потрібної легованості аустеніту. Це підвищення температури не приводить до помітного зростання зерна, оскільки нерозчинені карбіди стримують ріст аустенітних зерен.

Нагрівання здійснюють в полумєневих або в електричних печах, часто з захисною атмосферою для попередження окислення деталей, а також в ваннах з розплавленими солями.

**Охолодні середовища для гартування.** Охолодження при гартуванні має забезпечувати отримання структури мартенситу в межах заданого перерізу виробу (тобто визначену прогартовуваність) і не має викликати гартувальних дефектів (тріщин, деформацій, жолоблення і значних розтягувальних напружень в поверхневих шарах).

Найбільш бажана висока швидкість охолодження (вище критичної швидкості гартування) в інтервалі температур  $A_1-Mn$  для попередження

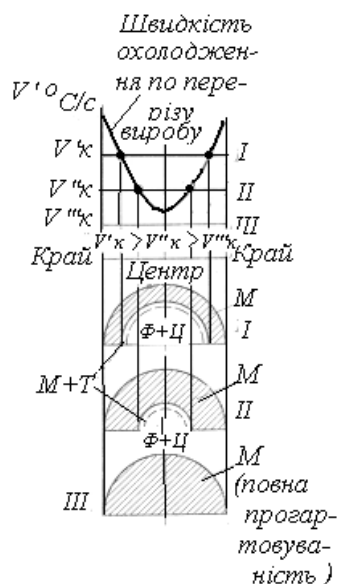


розпаду переохолодженого аустеніту в області перлітного і проміжного перетворення та уповільнене охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення для попередження утворення гартувальних дефектів – тріщин, деформацій, жолоблення і значних розтягувальних напружень в поверхневих шарах.

Зазвичай, для гартування використовують воду, водні розчини солей і лугів (при гартуванні вуглецевих і деяких низьколегованих сталей, які мають малу стійкість переохолодженого аустеніту), мінеральні масла – при гартуванні легованих сталей, які мають високу стійкість переохолодженого аустеніту.

**Загартовуваність і прогартовуваність сталі.** Під загартовуваністю розуміють здатність сталі підвищувати твердість при гартуванні. Загартовуваність визначається, передусім, вмістом вуглецю в сталі. Чим більше вуглецю в мартенситі, тим він твердіший. Легувальні елементи проявляють порівняно незначний вплив на загартовуваність.

Під прогартовуваністю розуміють здатність сталі отримувати загартований шар з мартенситною або троосто-мартенситною структурою і високою твердістю на ту чи іншу глибину. Прогартовуваність визначається критичною швидкістю охолодження, яка залежить від складу сталі. Якщо в середині виробу дійсна швидкість охолодження буде перевищувати критичну швидкість гартування, то сталь матиме мартенситну структуру по всьому перерізу і тим самим буде мати наскрізну прогартовуваність. Якщо ж дійсна швидкість охолодження в середині буде менше критичної, то виріб прогартується тільки на деяку глибину і прогартовуваність буде неповною. В цьому випадку в серцевині виробу відбудеться розпад аустеніту на феритно-карбідну структуру (троостит, сорбіт або перліт) (рис. 30)

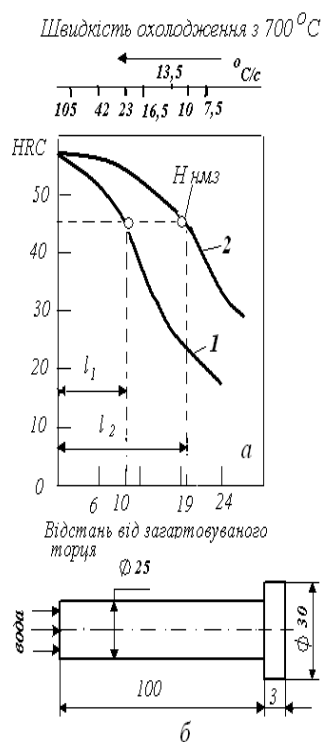


**Рисунок 30** – Залежність прогартовуваності сталі від величини критичної швидкості гартування  $V'_{к}$ :  $V''_{к}$  – критична швидкість охолодження для вуглецевої сталі;  $V'''_{к}$  – те ж саме для низьколегованої і  $V''''_{к}$  – для високолегованої сталі; I – вуглецева сталь; II – низьколегована; III – високолегована сталь; Ф + Ц – пластинчаста феритно-цементитна структура (троостит, сорбіт, перліт); М + Т – напівмартенситна зона (50% мартенситу і 50% трооститу)

За глибину загартованого шару умовно приймають відстань від поверхності до напівмартенситної зони (50% мартенситу + 50% трооститу). Діаметр заготовки, в центрі якої після гартування в певному гартувальному

середовищі утворюється напівмартенситна структура, називають *критичним діаметром*. Величина критичного діаметра визначає розмір перерізу виробу з наскрізним прогартовуванням. Напівмартенситну зону приймають за критерій прогартовуваності, тому що її легко можна визначити за структурою або, ще легше, – за твердістю. Напівмартенситна структура в багатьох випадках (наприклад, для інструментальних сталей, сталей, які піддають цементації або нітроцементації) не забезпечує необхідних механічних властивостей. В зв'язку з цим прогартовуваність для таких сталей визначають за глибиною загартованого шару зі структурою 95% мартенситу, і критичний діаметр для них визначається саме для такої структури.

Прогартовуваність сталі за стандартом визначається методом торцевого гартування. Циліндричний зразок діаметром 25 мм і довжиною 100 мм (рис. 31, б), нагрітий до заданої температури, охолоджують водою на спеціальній установці. Після охолодження вимірюють твердість по висоті (довжині) зразка. Результати вимірювань відображають графічно в координатах твердість – відстань від охолоджуваного торця (рис. 31, а). Знаючи залежність твердості напівмартенситної зони від вмісту вуглецю, знаходять цю твердість і, таким чином, знаходять відстань від торця зразка до цієї зони, тобто критичний діаметр.



**Рисунок 31** – Визначення прогартовуваності за торцевою пробєю: а – зміна твердості по довжині зразка для низьколегованої (1) і високолегованої (2) сталі; б – схема торцевого гартування зразка;  $H_{нмз}$  – твердість напівмартенситної зони

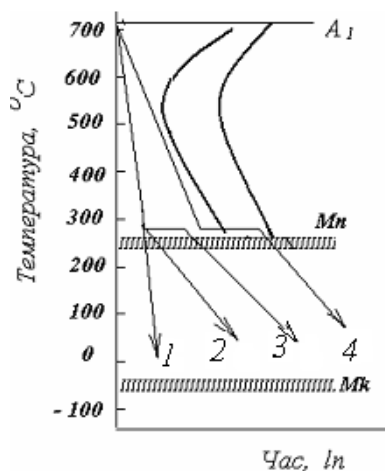
Низьковуглецеві сталі мають низьку прогартовуваність. Легувальні елементи, за винятком кобальту, підвищують прогартовуваність (особливо марганець, хром, молібден і незначні присадки бору – 0,003...0,005%).

**Внутрішні напруження в загартованій сталі.** При гартуванні в сталі виникають значні внутрішні напруження, які можуть викликати жолоблення виробів і навіть тріщини. Напруження виникають внаслідок

того, що перетворення аустеніту в мартенсит відбувається зі зміною об'єму (об'єм зростає). А це супроводжується виникненням внутрішніх напружень, які називаються структурними. Крім того, виникають термічні напруження як наслідок нерівномірності охолодження зовнішніх і внутрішніх шарів металу. Якщо структурні і термічні напруження збігаються за знаком, то сумарні напруження можуть перевищити границю міцності металу, це може призвести до тріщин. Для боротьби з напруженнями застосовуються різні способи гартування.

**Способи гартування.** Найбільше поширення набуло гартування в одному охолоджувачі (рис. 32, крива охолодження 1). Таке гартування називають *безперервним*. Його застосовують для невеликих деталей простої форми. Для деталей складної форми і при необхідності зменшення деформацій застосовують інші способи гартування.

*Переривчасте гартування (у двох середовищах)* (рис. 32, крива охолодження 2) полягає у тому, що загартовуваний виріб спочатку швидко охолоджують у воді до температури дещо вищій точки  $M_n$ , а потім швидко переносять у менш інтенсивний охолоджувач, наприклад, у масло або на повітря, в якому він охолоджується до  $20\text{ }^\circ\text{C}$ . При такому охолодженні зменшуються термічні напруження, порівняно з тими, які виникли б при швидкому охолодженні в одному охолоджувачі – воді, також і в області температур мартенситного перетворення.



**Рисунок 32 – Схеми гартування:**  
 1 – безперервне гартування; 2 – переривчасте гартування; 3 – ступінчасте гартування;  
 4 – ізотермічне гартування

*Ступінчасте гартування* (рис. 32, крива охолодження 3). Гартування в такий спосіб полягає в тому, що сталь після нагрівання до температури гартування охолоджують в середовищі, яке має температуру дещо вищу точки  $M_n$  (зазвичай це розплавлені солі  $\text{KNO}_3$ ,  $\text{NaNO}_3$  або луги  $\text{NaOH}$ ,  $\text{KOH}$  з температурою  $180\text{...}250\text{ }^\circ\text{C}$ ), витримують в ньому порівняно нетривалий час і охолоджують до кімнатної температури на повітрі. Витримка в гартувальному середовищі сприяє вирівнюванню температури по перерізу виробу, але ця витримка має бути обмеженою і не викликати перетворення аустеніту на бейніт. Такий спосіб гартування може бути використаний тільки для невеликих деталей діаметром до  $8\text{...}10\text{ мм}$ , оскільки витримка

крупних деталей в середовищі з температурою вищою точки  $Mn$  для вирівнювання температури потребує більше часу, що може привести до розпаду аустеніту не на мартенситні продукти перетворення.

При ступінчастому гартуванні зменшуються жолоблення і небезпека утворення тріщин внаслідок того, що мартенситне перетворення протікає майже одночасно в усіх ділянках виробу.

*Ізотермічне гартування* (рис. 32, крива охолодження 4) відрізняється від ступінчастого тим, що вироби витримуються в розплавлених солях чи лугах вище точки  $Mn$  більш тривалий час до повного або неповного розпаду аустеніту на бейніт.

*Гартування з самовідпуском.* В цьому випадку охолодження виробу в гартувальному середовищі переривають для того, щоб в серцевині виробу збереглась підвищена температура. В процесі витримки на повітрі за рахунок цієї температури підвищується і температура поверхневих, загартованих шарів. Тим самим відбувається відпуск поверхні сталі (самовідпуск).

Гартування з самовідпуском застосовують для таких виробів, як, наприклад, зубила, кувалди, слюсарні молотки, керни, тобто деталі, які працюють з ударними навантаженнями і яким потрібно мати на поверхні високу твердість з підвищеною в'язкістю в серцевині.

**Поверхнєве гартування.** При поверхневому гартуванні на деяку задану глибину гартується тільки поверхневий шар, тоді як серцевина залишається незагартованою. Основне призначення поверхневого гартування: підвищення твердості, зносостійкості і межі витривалості деталі. Серцевина залишається в'язкою і сприймає ударні навантаження. Основними способами поверхневого гартування є гартування з індукційним нагріванням і з газополумєним нагріванням (газокисневими пальниками).

**Обробка сталі холодом.** В загартованій сталі, особливо з підвищеним вмістом вуглецю (більше 0,6%), в якій точка  $Mk$  лежить нижче 0 °С, завжди присутній залишковий аустеніт. Він знижує твердість, зносостійкість і часто викликає зміну розмірів деталей, які працюють при низьких температурах, внаслідок самовільного перетворення аустеніту в мартенсит.

Для зменшення кількості залишкового аустеніту в загартованій сталі відразу ж після її гартування застосовують обробку холодом, яка полягає в повільному охолодженні загартованої сталі до температури нижче нуля (-30...-70 °С). Відразу ж після обробки холодом виконують відпуск.

Обробку холодом використовують, головним чином, для вимірювального інструменту, пружин і для деталей з високолегованих сталей, які підлягають цементації і в якій зберігається багато аустеніту після гартування.

### 3.3 Відпуск сталі

Після гартування сталь піддається обов'язковому відпуску, який полягає в нагріванні сталі до температур нижче  $A_{c1}$ , витримці при заданій температурі і охолодженні з певною швидкістю. Відпуск є кінцевою операці-

єю термічної обробки, внаслідок якої сталь отримує необхідну структуру і механічні властивості. Крім того, відпуск повністю або частково усуває внутрішні напруження, які виникають при гартуванні. Швидкість охолодження після відпуску також суттєво впливає на величину залишкових напружень. Чим повільніше охолодження, тим менші залишкові напруження. Винятком є леговані сталі, схильні до так званої відпускнуї крихкості. Ці сталі після відпуску при 500...650 °С в усіх випадках слід охолоджувати швидко.

Основний вплив на властивості сталі проявляє температура відпуску. Розрізняють три види відпуску.

**Низькотемпературний (низький) відпуск** проводять з нагріванням до 150...200 °С, рідше до 240...250 °С. При цьому знижуються внутрішні напруження, мартенсит гартування переходить у відпущений мартенсит, підвищується міцність і дещо підвищується в'язкість без помітного зниження твердості і зносостійкості. Твердість загартованої сталі після низькотемпературного відпуску становить HRC 58...63. Однак такі вироби не витримують значних динамічних навантажень. Низькому відпуску піддають різальний інструмент з вуглецевих і низьколегованих сталей, а також деталі, що зазнали поверхневого гартування, цементації, ціанування або нітроцементації. Тривалість низького відпуску становить 1...2,5 години, а для вимірювальних інструментів призначають більш тривалий відпуск. (Розрізняють рідке та газове ціанування. Газове ціанування називають також нітроцементацією)

**Середньотемпературний (середній) відпуск** виконують при 350...500°С і застосовують головним чином для пружин і ресор а також для штампів. Структура сталі після середнього відпуску – троостит відпуску або троостомартенсит з твердістю HRC 40...50.

Охолодження після середнього відпуску при 400...450 °С слід проводити у воді, що сприяє утворенню на поверхні стискувальних залишкових напружень, які підвищують межу витривалості пружин.

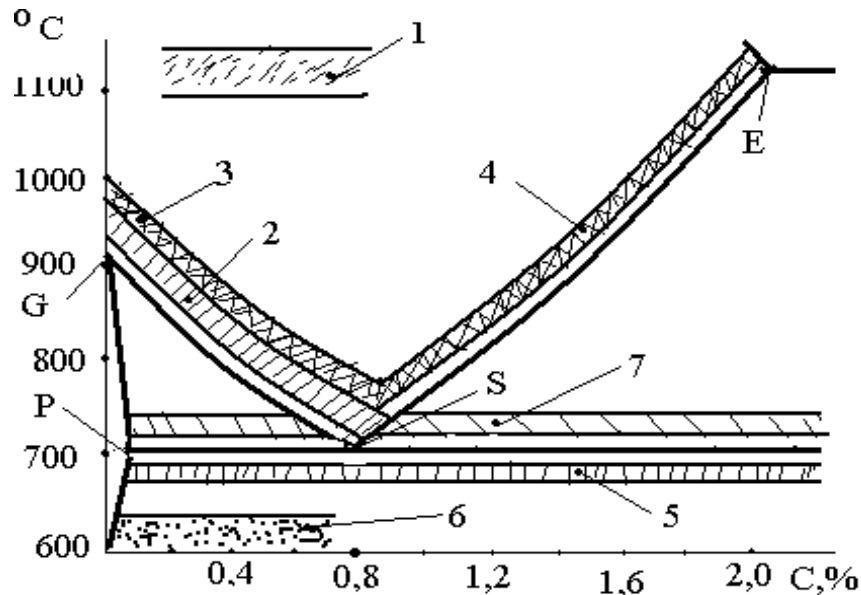
**Високотемпературний (високий) відпуск** проводять при температурі 500...650 °С. Структура після такого відпуску – сорбіт відпуску. Високий відпуск створює найкращі співвідношення міцності і в'язкості сталі. Одночасно підвищуються межі міцності і текучості, відносно видовження і, особливо, – ударна в'язкість. Термічну обробку, що складається з гартування і високого відпуску, називають **покращанням (або поліпшенням)**.

Високому відпуску піддають середньовуглецеві (0,3...0,5%С) конструкційні сталі, до яких висуваються високі вимоги щодо межі текучості і витривалості а також ударної в'язкості. Однак зносостійкість поліпшеної сталі невисока внаслідок її пониженої твердості. Поліпшення значно підвищує конструкційну міцність сталі, зменшує чутливість до концентраторів напружень, збільшує роботу розвитку тріщин і знижує температуру порогу холодноламкості.

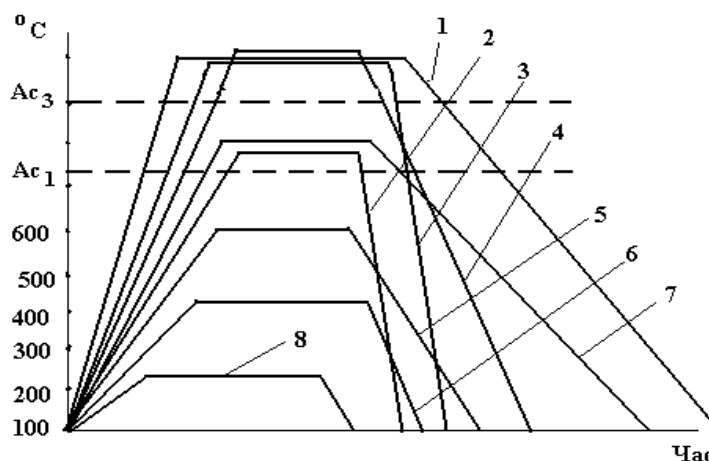
Відпуск при 550...600 °С протягом 1...2 годин майже повністю знімає залишкові напруження, що виникли при гартуванні.

Всі розглянуті нами способи термічної обробки і температурні області їх здійснення можна показати на діаграмі стану залізо – вуглець.

На рис. 33 показано лівий кут цієї діаграми та температурні області нагрівання при термічній обробці сталей, а на рис.34 – схему режимів різних видів термічної обробки.



**Рисунок 33** – Температурні області нагрівання при термічній обробці сталі: 1 – дифузійний (гомогенізувальний) відпал; 2 – повний відпал, повне гартування; 3, 4 – нормалізація; 5 – рекристалізаційний відпал; 6 – відпуск; 7 – неповний відпал, неповне гартування



**Рисунок 34** – Схеми режимів термічної обробки сталей: 1 – повний відпал; 2 – неповне гартування; 3 – повне гартування; 4 – нормалізація; 5 – високий відпуск; 6 – середній відпуск; 7 – неповний відпал; 8 – низький відпуск

### 3.4 Термомеханічна обробка

Термомеханічна обробка (ТМО) є методом обробки сталі, який дозволяє підвищувати механічні властивості порівняно з отриманими при звичайному гартуванні і відпуску.

ТМО полягає в поєднанні пластичного деформування сталі в аустенітному стані з її гартуванням. Розрізняють два основні способи ТМО.

За першим способом, який називається високотемпературною термомеханічною обробкою (ВТМО), сталь нагрівають до температури вище точки  $A_{c3}$ , при якій сталь має аустенітну структуру, і деформують її при цій температурі (рис. 35, а). Степінь деформації 20...30%. Після деформування сталь негайно гартують для запобігання процесів рекристалізації.

За другим способом, який називається низькотемпературною термомеханічною обробкою (НТМО), сталь деформують в зоні існування переохолодженого аустеніту в області його відносній стійкості (400...600°C). Температура деформування повинна бути дещо вище точки  $M_n$ , але нижче температури рекристалізації (рис. 35, б). Ступінь деформування зазвичай становить 75...95%. Гартування здійснюють відразу ж після деформування. Після гартування в обох випадках застосовується низький відпуск (100...300°C). Низькотемпературна термомеханічна обробка дає найбільше зміцнення ( $\sigma_B = 260...300 \text{ кг/мм}^2$ ) при гарній пластичності і в'язкості:  $\delta = 6...8\%$  і  $KC = 5...6 \text{ кгс/см}^2$ . При ВТМО  $\sigma_B = 220...240 \text{ кг/мм}^2$ , однак високотемпературна термомеханічна обробка забезпечує більший запас пластичності і кращу конструктивну міцність, підвищує ударну в'язкість при низьких температурах, знижує поріг холодноламкості.

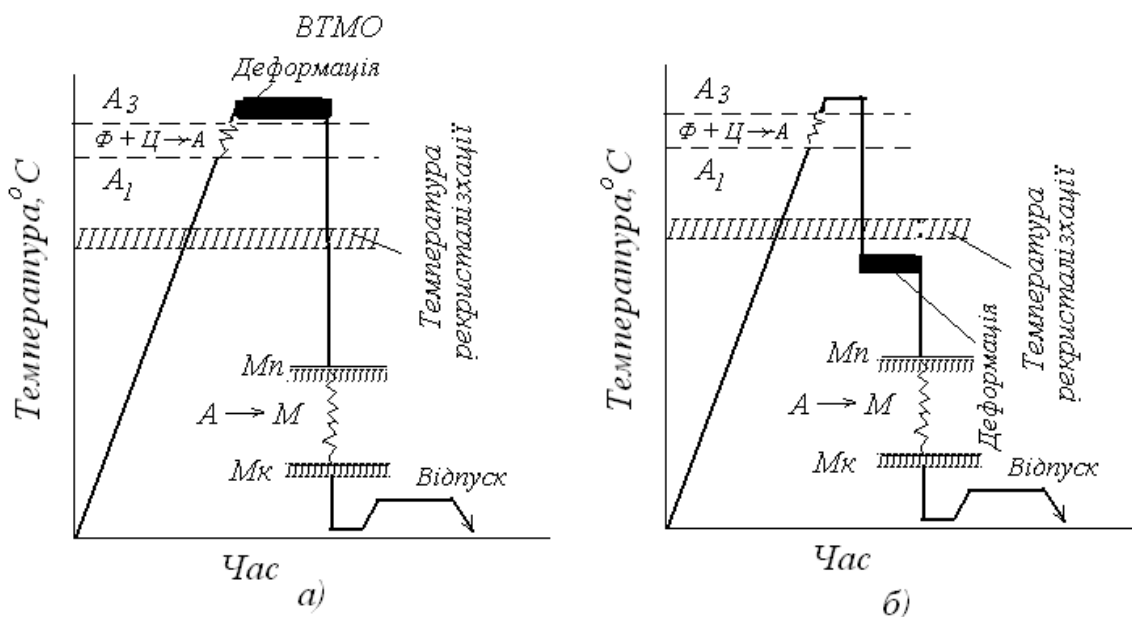


Рисунок 35 – Схема термомеханічної обробки сталі: а – ВТМО; б – НТМО

### 3.5 Хіміко-термічна обробка сталі

#### 3.5.1 Загальна характеристика процесів хіміко-термічної обробки

Хіміко-термічною обробкою (в подальшому ХТО) називають поверхневе насичення сталі відповідним елементом (наприклад, вуглецем, азотом, алюмінієм, хромом та ін.) шляхом його дифузії в атомарному стані з навколишнього середовища при високій температурі.

Процес ХТО складається з трьох елементарних стадій: 1) виділення дифундувального елемента в атомарному стані; 2) контактування атомів цього елемента з поверхнею сталевого виробу і проникнення їх в ґратку заліза (абсорбція); 3) дифузія атомів насичувального елемента в глибину металу.

Швидкість дифузії атомів насичувального елемента в ґратку заліза неоднакова. При насиченні вуглецем або азотом, які утворюють з залізом тверді розчини проникнення, дифузія протікає швидше, ніж при насиченні металами, які утворюють тверді розчини заміщення.

Товщина проникнення (дифузія) залежить від температури і тривалості насичення.

#### 3.5.2 Цементация

Цементация називається процес насичення поверхневого шару сталі вуглецем. Мета цементации – отримання твердої та зносостійкої поверхні, що досягається збагаченням поверхневого шару вуглецем і наступним гартуванням з низьким відпуском. Для цементации зазвичай використовують низьковуглецеві сталі (0,12...0,23% С). Вибір таких сталей зумовлений тим, щоб серцевина виробу, яка не насичується вуглецем при цементации, зберегла високу в'язкість після гартування.

На цементацию деталі надходять після механічної обробки з припуском на шліфування 0,05...0,1 мм або після остаточної обробки (наприклад, автомобільні шестерні). В багатьох випадках цементации піддають тільки частину деталі; тоді ділянки, що не підлягають зміцненню, ізолюють спеціальними покриттями, які складаються з суміші вогнетривкої глини, піску, азбесту або оксиду алюмінію і тальку, замішаних на рідкому склі та ін.

#### Механізм утворення і будова цементованого шару

Дифузія вуглецю в сталь можлива тільки в тому випадку, якщо вуглець знаходиться в атомарному стані, який утворюється, наприклад, при дисоціації вуглецевмісних газів (СО, СН<sub>4</sub> та ін.).

Цементацию проводять при температурах вище точки  $A_{c3}$ , коли аустеніт, який може розчиняти значну кількість вуглецю, стійкий. При цементации сталі атоми вуглецю дифундують в ґратку  $\gamma$ -заліза.

Концентрація вуглецю в цементованому шарі зменшується від поверхні до серцевини і відповідно змінюється структура від заевтектоїдної (перліт з сіткою вторинного цементиту), далі – евтектоїдна (пластинчастий перліт), і доевтектоїдна (перліт і ферит). За ефективну товщину цементовано-



го шару приймають суму заевтектоїдної, евтектоїдної і половини перехідної (доевтектоїдної) зон або глибину розповсюдження контрольної твердості, за яку приймають твердість *HRC 50* ( $\approx 0,45\%C$ ). Ефективна товщина цементованого шару зазвичай становить 0,5...1,8 мм.

Концентрація вуглецю в поверхневому шарі має складати 0,8...1,0% (інколи – для підвищення контактної втомлюваності – до 1,2%). Більш висока концентрація вуглецю призводить до погіршення механічних властивостей.

Розрізняють два основних види цементації: твердими вуглецевмісними сумішами (карбюризаторами) і газів.

**Цементация твердим карбюризатором.** В цьому процесі цементаційним середовищем є суміш деревинного вугілля (дубового або березового) з розмірами часток 3...10 мм і активаторів – вуглекислого барію ( $BaCO_3$ ) і кальцинованої соди ( $Na_2CO_3$ ) в кількості 10...40% від маси вугілля.

Вироби для цементації очищають, вкладають в сталеві чи чавунні ящики, на дно яких насипано та втрамбовано шар карбюризатора товщиною 20...30 мм. Між деталями і до бокових стінок ящика витримують відстань в 10...20 мм. Зверху насипають і утрамбовують новий шар карбюризатора товщиною 10...20 мм, на нього вкладають другий ряд деталей і т. д. Верхній шар карбюризатора має бути 30...40 мм. Ящик накривають кришкою, кромки якої обмазують вогнетривкою глиною або сумішшю глини і піску, та вміщують в піч з температурою 910...930 °С. Нагрівання до цієї температури становить 7...9 хв на кожний сантиметр мінімального розміру ящика. Тривалість витримки при цементації становить приблизно 1 години на кожний 0,1 мм товщини цементованого шару. Після цементації ящики виймають з печі, охолоджують на повітрі до 400...500 °С і потім розкривають.

В цементаційному ящику є повітря, кисень якого при високій температурі взаємодіє з вуглецем карбюризатора, утворюючи оксид вуглецю  $CO$ , який в присутності заліза дисоціює:  $2CO \rightarrow CO_2 + C_{ат}$ . Вуглець в момент його утворення є атомарним і дифундує в аустеніт. Вуглекислі солі активізують карбюризатор, збагачуючи атмосферу оксидом вуглецю:  $BaCO_3 + C \rightarrow BaO + 2CO$ .

**Газова цементация.** Цей процес здійснюється нагріванням виробів у середовищі газів, що вміщують вуглець. Газова цементация має низку переваг порівняно з цементацією у твердому карбюризаторі: скорочується тривалість процесу в зв'язку з відсутністю необхідності прогрівання ящиків; можливість отримання заданої концентрації вуглецю в цементованому шарі; забезпечується можливість повної механізації та автоматизації процесів; спрощується наступна термічна обробка виробів, оскільки можна проводити гартування безпосередньо з цементаційної печі.

Найякісніший цементований шар отримують при використанні природного газу – метану, пропан-бутанових сумішей а також рідких вуглеводнів – гасу, синтину. Процес ведуть при температурі 910...930 °С протягом 6...12 годин (товщина шару 1,0...1,7 мм). Основною реакцією, що забезпе-

чує науглецювання при газовій цементації, є дисоціація метану ( $\text{CH}_4 \rightarrow 2\text{H}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$ ) і оксиду вуглецю ( $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$ ).

**Термічна обробка сталі після цементації.** Остаточні властивості цементованих виробів досягаються після термічної обробки, якою можна виправити структуру й зменшити зерно серцевини та цементованого шару; отримати високу твердість цементованого шару і гарні механічні властивості серцевини; усунути карбідну сітку в цементованому шарі, яка може виникнути при насиченні цього шару вуглецем.

В більшості випадків застосовують гартування вище точки  $A_{c1}$ , при  $820\text{...}850\text{ }^\circ\text{C}$ . Це забезпечує подрібнення зерна, повне гартування цементованого шару і часткове здрібнення зерна серцевини.

Часто застосовують гартування без повторного нагрівання, а безпосередньо з цементаційної печі після деякого охолодження виробів до  $840\text{...}860\text{ }^\circ\text{C}$ . Така обробка не виправляє структури цементованого шару і серцевини, тому її проводять тільки для виробів, виготовлених із спадково дрібнозернистих сталей.

Після цементації термічна обробка інколи складається з подвійного гартування і відпуску. Перше гартування (або нормалізацію) з нагріванням до  $880\text{...}900\text{ }^\circ\text{C}$  (вище точки  $A_{c3}$  серцевини) призначають для виправлення структури серцевини й усунення цементитної сітки в поверхневому шарі. Друге гартування проводять з нагріванням до  $760\text{...}780\text{ }^\circ\text{C}$  для усунення перегрівання цементованого шару (усунення крупнозернистої структури) і надання йому високої твердості.

Внаслідок термічної обробки цементований шар набуває структуру відпущеного мартенситу з ізольованими часточками залишкового аустеніту ( $15\text{...}20\%$ ) і можливих включень зернистого цементиту.

Кінцевою операцією термічної обробки цементованих виробів у всіх випадках є низький відпуск при  $160\text{...}180\text{ }^\circ\text{C}$ , який переводить мартенсит гартування в відпущений мартенсит, що знімає напруження в сталі.

Твердість поверхневого шару після термічної обробки складає  $\text{HRC}_e\ 58\text{...}62$ .

### 3.5.3 Азотування

Азотуванням називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі азотом при нагріванні її в аміаку. Азотування надзвичайно суттєво підвищує твердість поверхневого шару, його зносостійкість, межу витривалості і корозійну стійкість у воді, атмосфері, парові тощо. Висока твердість азотованого шару (суттєво вища, ніж цементованого) зберігається при нагріванні до високих температур ( $550\text{...}600\text{ }^\circ\text{C}$ ), тоді як твердість цементованого шару зберігається тільки до  $200\text{...}225\text{ }^\circ\text{C}$ .

Азотування проводять в атмосфері аміаку, який при нагріванні дисоціює за рівнянням  $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 6\text{H}$ . Тонкостінні деталі азотують при температурі  $500\text{...}520\text{ }^\circ\text{C}$  протягом  $24\text{...}60$  годин з отриманням шару товщиною  $0,3\text{...}0,6$  мм. Для прискорення процесу азотування часто застосовують двоступінчастий процес: спочатку азотування проводять при  $500\text{...}520\text{ }^\circ\text{C}$ , а

потім – при 540...560 °С. Охолодження після азотування проводять в печі в потоці аміаку до 200 °С для попередження окислення поверхні.

Твердість шару при азотуванні вуглецевих сталей невелика, тому азотуванню піддають середньовуглецеві леговані сталі, які набувають особливо високої твердості і зносостійкості. Найбільш відчутно підвищують твердість алюміній, хром, молібден і ванадій. Якщо головною вимогою до азотованого шару є твердість, то застосовують сталь 38Х2МЮА. Якщо потрібно підвищувати тільки корозійну стійкість, то можна азотувати і вуглецеві сталі.

Технологічний процес азотування передбачає кілька операцій.

- Попередня термічна обробка заготовки, яка складається з гартування і високого відпуску для отримання підвищеної міцності і в'язкості в серцевині виробу. Гартування сталі 38Х2МЮА виконують з нагріванням до 930...950 °С з охолодженням у воді або маслі. Відпуск проводять при температурі 600...675 °С, що забезпечує структуру – сорбіт і можливість обробки різанням.

- Механічна обробка деталей і шліфування для надання остаточних розмірів деталі.

- Захист ділянок, які не підлягають азотуванню, нанесенням тонкого шару (0,01...0,015 мм) олова електrolітичним способом або рідкого скла.

- Азотування.

- Остаточне шліфування або доводка виробу.

### **3.5.4 Нітроцементация**

Нітроцементацияю називають процес дифузійного насичення поверхнього шару сталі одночасно вуглецем і азотом при 840...860 °С в газовому середовищі, яке складається з навуглецьовувального газу та аміаку. Тривалість процесу 4...10 годин. Основне призначення нітроцементацияї – підвищення твердості і зносостійкості сталевих виробів.

Встановлено, що при одночасній дифузії вуглецю і азоту прискорюється дифузія вуглецю. Товщина нітроцементованого шару зазвичай 0,2...0,8 мм, але температура процесу майже на 100 °С нижча, ніж при цементацияї.

Нітроцементацияю проводять в ендотермічній атмосфері (20% СО, 40% Н<sub>2</sub> і 40% N<sub>2</sub>), до якої додають 1,5...5,5% природного газу і 1,0...3,5% аміаку NH<sub>3</sub>.

Після нітроцементацияї проводять гартування або безпосередньо з печі, або після повторного нагрівання до 800...825 °С. Після гартування проводять відпуск при 160...180 °С.

Нітроцементацияї, замість газової цементацияї, зазвичай піддають деталі складної конфігурацияї, схильні до жолоблення.

Нітроцементация широко застосовується на автомобіле- і тракторобудівних заводах.

### 3.5.5 Ціанування

Ціануванням називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі одночасно вуглецем і азотом при температурі 820...950 °С в розплавлених солях, які вміщують групу «CN».

Розрізняють 2 способи ціанування: 1) **середньотемпературне** ціанування, при якому вироби нагрівають до 820...860 °С в розплавлених солях складу 20...25% NaCN, 25...50% NaCl і 25...50% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Тривалість процесу становить 30...90 хвилин. Ціанований шар товщиною 0,15...0,34 мм містить 0,7% С і 0,8...1,2% N.

Після ціанування безпосередньо з ціаністої ванни виконується гартування, після якого слідує низький відпуск (180...200 °С). Ціанований шар, порівняно з цементованим, має більшу зносостійкість. Середньотемпературне ціанування застосовують для дрібних деталей; 2) **високотемпературне** ціанування застосовують для отримання шару більшої товщини (0,5...2,0 мм). Його проводять при 930...950 °С у ванні з розплавленими солями такого складу: 8% NaCN, 82% BaCl<sub>2</sub> і 10% NaCl. Тривалість витримки деталей 1,5...6 годин. Отриманий шар містить 0,8...1,2% С і 0,2...0,3% N. Після такого ціанування деталі охолоджують на повітрі, а потім гартують і піддають низькотемпературному відпуску.

Процеси ціанування займають менше часу порівняно з цементацією, відзначаються значно меншими деформаціями і більш високими опорами зношування та корозії. Недоліком ціанування є висока вартість і отруйність ціаністих солей та необхідність, у зв'язку з цим, застосування спеціальних заходів з охорони праці.

## Практична робота № 1

### ВИБІР МАШИНОБУДІВНИХ СТАЛЕЙ

*Мета роботи:* навчитися вибирати матеріали для типових деталей машин і призначати для них зміцнювальні термічну і хіміко-термічну обробки.

#### 1 КЛАСИФІКАЦІЯ МАШИНОБУДІВНИХ СТАЛЕЙ

##### 1.1 Види машинобудівних сталей і їх зміцнювальна термообробка

Сталь – основний металевий матеріал, що широко застосовується для виготовлення різноманітних деталей машин і приладів. Її використання обумовлене поєднанням цінного комплексу механічних, фізико-хімічних і технологічних властивостей. Крім того, сталь порівняно недорога і може вироблятися у великій кількості.

Машинобудівні сталі поділяються на такі, що використовуються без термічної обробки; такі, що зміцнюються в поверхневому шарі, та такі, що зміцнюються по всьому перерізу.

Сталі, що не зміцнюються термічною обробкою (05кп, 10кп, 20кп, 08, 10 і ін.), відрізняються малою міцністю і високою пластичністю в холодному стані. Вони добре штамнуються і зварюються, тому широко застосовуються для виготовлення деталей кузова автомобіля, корпусів приладів, виготовлення зварних конструкцій і т. д.

Сталі, що зміцнюються в поверхневому шарі, використовують для виготовлення деталей, від яких потрібна висока зносостійкість і втомна міцність поверхні. Для цього необхідно забезпечити високу твердість поверхневого шару, в той час як серцевина деталі може залишатися відносно м'яккою. При цьому прагнуть забезпечити плавне зниження твердості від поверхні до серцевини.

Сталі які зміцнюються в поверхневому шарі, можна поділити на такі, що гартуються при використанні індукційного нагріву, зі зниженою і регламентованою загартованістю, а також сталі, що піддаються хіміко-термічній обробці (цементувальні, азотувальні, ціанувальні і т. д.).

Сталі, що гартуються при використанні індукційного нагріву, – вуглецеві дрібнозернисті сталі, не схильні до зростання зерна при перегріванні. Леговані сталі з підвищеною прогартованістю мають велику товщину загартованого шару, що в даному випадку небажано і навіть шкідливо.

При виборі гартування СВЧ як зміцнювальної обробки необхідно враховувати низку особливостей. Так, при загартуванні СВЧ в поверхневих шарах деталей виникають залишкові напруження стискування, що значно підвищує опір втомі. При проведенні індукційного загартування значно менше браку щодо жолоблення та утворення гартівних тріщин, порівняно зі

звичайним гартуванням. Недоліком гартування СВЧ є необхідність спеціального обладнання: генераторів СВЧ і складних пристроїв (індукторів), індивідуальних для кожного виду деталей. Тому застосування гартування СВЧ економічно доцільно в умовах серійного і масового виробництва.

Глибину зміцненого шару при поверхневому гартуванні можна розрахувати за формулою

$$\delta = 5030 \sqrt{\rho / \mu f} \quad (1.1)$$

де:  $\delta$  – глибина загартованого шару, мм;

$\rho = 0,10 \dots 0,14$  – питомий електроопір сталі, Ом·мм<sup>2</sup>/м;

$\mu = 30 \dots 60$  – магнітна проникність сталі, Гн/м;

$f$  – частота струму, Гц.

Оптимальні механічні властивості циліндричних деталей при гартуванні СВЧ мають місце, коли товщина загартованого шару складає 15% від діаметра виробу.

*Сталі зниженої прогартованості* (55ПП, 60ПП) – дрібнозернисті сталі – мають незначний вміст кремнію та марганцю і тому мають низьку загартованість. Їх ефективно застосовувати, зокрема, для виготовлення зубчастих коліс. Проведення індукційного гартування з використанням простого за формою індуктора з наскрізним нагріванням зубів забезпечує гартування по всьому профілю зуба.

*Сталі регульованої прогартованості* – середньовуглецеві леговані сталі, для яких застосовують гартування з глибоким індукційним нагріванням, а глибина загартованого шару регулюється хімічним складом сталі.

Зміцнений шар, отриманий в ході *хіміко-термічної обробки*, характеризується відносно різким зниженням твердості при переході від поверхні виробу до серцевини.

*Сталі, що піддаються цементації*, містять до 0,2% вуглецю (додаток А). При цементації вміст вуглецю в поверхневому шарі зростає до 0,8...0,9%, а твердість після ХТО досягає 60...62 HRC. Висока твердість цементованого шару зберігається до температур ~ 200 °С. Глибина цементованого шару зазвичай становить 0,5...1,5 мм.

Для цементації вуглецевих сталей використовуються якісні та високоякісні сталі, рідше – сталі звичайної якості. Леговані сталі застосовують для виготовлення деталей великих розмірів і складної форми, що експлуатуються при підвищених навантаженнях, оскільки вони краще прогартовуються і дозволяють отримати більш міцну серцевину.

Сталі, що піддаються азотуванню, мають містити хром, молібден, алюміній, ванадій і титан. Азотовані шари мають дуже високу твердість (69...71 HRC), яка зберігається при нагріванні до температури 500...600 °С. Крім високої зносостійкості і *втомної міцності* азотування забезпечує хорошу корозійну стійкість в атмосферному середовищі.

Прогресивним видом хіміко-термічної обробки є *ціанування (нітроцементация)* – одночасне насичення поверхневих шарів сталевих деталей вуглецем і азотом. Цей метод хіміко-термічної обробки забезпечує підвищення поверхневої твердості, зносостійкості і втомної міцності сталевих деталей. Ціанування проводять в ваннах з розплавленими ціаністими солями, а нітроцементацию – в газовому середовищі, що є сумішшю граничних вуглеводнів, окису вуглецю та аміаку.

Розрізняють середньотемпературне 930...950 °С в розплаві такого складу 8% NaCN + 82% BaCl<sub>2</sub> + 10% NaCl. Це дозволяє отримувати шари великої товщини (0,5...2 мм).

Нітроцементация поділяється на високо- і низькотемпературну. Для деталей машинобудівного виробництва застосовують високотемпературну нітроцементацию при температурах 830...950 °С залежно від необхідної глибини шару. Для легованих сталей процес здійснюють в атмосфері з мінімальною кількістю аміаку (до 3%) при 850...870 °С. За цих умов насичення вуглецем відбувається значно інтенсивніше, ніж азотом. Тому такий процес називається карбонітруванням.

Після нітроцементации та ціанування здійснюють гартування і низький відпуск при 160... 180 °С. Твердість досягає 56...62 HRC.

Перевагами нітроцементации, порівняно з рідинним ціануванням, є безпечні умови праці, незначна вартість процесу (тому що не потрібні дорогі хімікати), можливість більш точного регулювання товщини і складу поверхневого шару. Порівняно з цементацией глибоке ціанування має низку переваг: менша тривалість процесу; менша деформація деталей; більш висока зносостійкість і втомна міцність деталей; простіша термічна обробка.

*Сталі, які зміцнюються по всьому перерізу*, використовують для виготовлення деталей, що зазнають значних навантажень при розтягуванні, вигину і т. п. Їх можна поділити на поліпшувані, високоміцні і ресорно-пружинні.

Сталі, що покращуються, містять 0,3...0,5% С і не більше 5% легувальних елементів (додаток А). Ці сталі призначені для виготовлення відповідальних деталей машин (валів, штоків, шатунів і т. п.), які працюють в умовах циклічних або ударних навантажень, *концентрації напружень*, а в деяких випадках – і при знижених температурах. Тому вони мають мати високу межу текучості в поєднанні з високою пластичністю, в'язкістю, малою чутливістю до надрізу.

Прогартованість сталі зростає зі збільшенням ступеня легування. Для деталей, що працюють в умовах вигину та кручення, коли напруження на поверхні деталі максимальні, а в центрі дорівнюють нулю, прогартваність має складати приблизно половину радіуса виробу. У деталях, що працюють на розтяг (шатуни, відповідальні болти і ін.), необхідно забезпечити наскрізну прогартваність по всьому перерізу.

*Високоміцні сталі* мають межу міцності 1400...2000 МПа і застосовуються для виготовлення найбільш відповідальних деталей в авіації (силові

зварні конструкції, деталі фюзеляжу, шасі), ракетній техніці, суднобудуванні та ін. Серед них можна виділити:

- середньовуглецеві комплексно-леговані низьковідпускні сталі (30ХГСНА, 40ХГСНЗВА, 30Х2ГСН2ВМ і ін.), які мають межу міцності 1800...2000 МПа;

- середньовуглецеві сталі (30ХГСА, 40ХН, 40ХНМА, 38ХНЗМА і ін.), які отримують високу міцність ( $\sigma_B = 2000...2800$  МПа) після термомеханічної обробки;

- мартенсито-старіючі сталі – безвуглецеві ( $C \leq 0,03\%$ ) сплави заліза з 8...25% Ni, леговані Co, Mo, Ti, Al, Cr і ін. (Н18К9М5Т, Н12К15М10, Н10Х11М2Т та ін.). Висока міцність яких  $\sigma_B=1600...2100$  МПа забезпечується мартенситним перетворенням при гартуванні і подальшому старінні мартенситу.

Високоміцні сталі мають високу вартість.

Ресорно-пружинні сталі призначені для виготовлення пружних елементів загального призначення. Особливості роботи пружин, ресор й інших деталей пружинного типу полягають у тому, що при значних ударних або статичних навантаженнях і вигині в них не допускається залишкова деформація. У зв'язку з цим сталі мають мати високий опір пластичному деформуванню, що оцінюється межею пружності (текучості), а також високою межею витривалості. Ці вимоги задовольняють сталі з підвищеним вмістом вуглецю (0,5–0,7%), які піддають гартуванню та середньому відпуску (420–520 °С) на троостит. Хороші результати дає ізотермічне гартування на структуру нижнього бейніту.

## 1.2 Принципи вибору машинобудівних сталей

При виборі сталі для виготовлення деталі спочатку необхідно проаналізувати умови її роботи та визначити клас сталей (поліпшені, цементувальні, азотувальні та ін.), які найбільш ефективно використовувати для виготовлення даної деталі. Потім, керуючись довідковими даними, слід вибрати конкретну сталь, що задовольняє вимоги щодо міцності, ударної в'язкості і т. п.

Якщо для виготовлення будь-якої деталі підходять кілька марок сталей, то необхідно вибрати найбільш дешеву. При цьому потрібно враховувати, що сталь звичайної якості дешевше якісної сталі, а вуглецева сталь дешевше легованої. Подорожчання сталі внаслідок її легування можна оцінити за формулою (1.2)

$$K_{\text{інд}} \approx 1 + 6([Si] + [Mn]) + 10[Cu] + 12([Al] + 40([Ni] + [Ti]) + 200[W] + 240[Mo] + 320[Co] + 900([V] + [Ni] + [B])), \quad (1.2)$$

де  $K_{\text{інд}}$  – індекс собівартості;

[Si, Mn, Cu ...] – частка легувального елемента (0...1).



## 2 РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО ВИБОРУ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ДЕЯКИХ ТИПОВИХ ДЕТАЛЕЙ

### 2.1 Вал

Осі та вали виготовляють з вуглецевих і легованих конструкційних сталей, оскільки вони мають високу міцність, здатність до поверхневого і об'ємного зміцнення, легко обробляються на верстатах. Для виготовлення осей і валів без термообробки використовують вуглецеві сталі Ст3, Ст4, Ст5 (додаток А), 25, 30, 35, 40 і 45 (додаток А). Осі і вали, до яких висувають підвищені вимоги щодо довговічності шліців і цапф, виготовляють з середньовуглецевих або легованих сталей з поліпшенням 35, 40, 40Х, 40ХН та ін. Для підвищення зносостійкості цапф валів, які обертаються в підшипниках ковзання (рис. 1.1, б), вали виготовляють із сталей 20, 20Х, 12ХН3А та інших з подальшою цементацією і гартуванням цапф. Відповідальні важконавантажені вали виготовляють з легованих сталей 40ХН, 40ХНМА, 30ХГТ і ін. Важконавантажені вали складної форми, наприклад колінчасті вали двигунів, виготовляють також з модифікованого (високоміцного) чавуну.

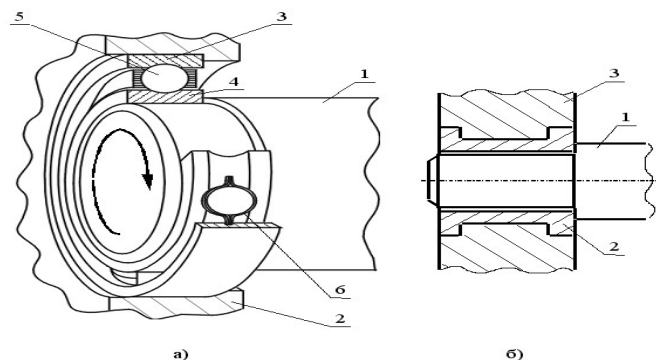


Рисунок 1.1 – Підшипник кочення (а) і ковзання (б)

### 2.2 Зубчасті колеса

Основними матеріалами зубчастих коліс є термічно оброблювані сталі, тому що вони, порівняно з іншими матеріалами, найкраще забезпечують контактну міцність і міцність зубів на вигин. Рідше зубчасті колеса виготовляють з чавунів і пластмас.

Залежно від твердості робочих поверхонь сталевих зубів розрізняють зубчасті колеса твердістю  $HV \leq 350$ , нормалізовані, поліпшені або загартовані і зубчасті колеса твердістю  $HV > 350$ , загартовані, цементовані, азотовані і ціановані. Чистове нарізання зубців сталевих зубчастих коліс твердістю  $HV \leq 350$  виконують після остаточної термообробки. При цьому отримують досить високу точність виготовлення зубів без застосування дорогих оздоблювальних операцій (шліфування, притирання і т. п.). Сталеві зу-

би твердістю  $HV \leq 350$  добре обробляються і не схильні до крихкого руйнування при динамічних навантаженнях. Для кращої обробки, твердість зубців шестерні рекомендується приймати більшою ніж твердість зубців колеса. Завдяки технологічним перевагам сталеві зубчасті колеса твердістю  $HV \leq 350$  мають широке застосування в мало- і середньонавантажених передачах, а також в передачах з великими колесами, термічна обробка яких утруднена.

Покращені зубчасті колеса виготовляють зазвичай з якісних вуглецевих сталей 35, 40, 45, 50, 50Г і легованих сталей 35Х, 40Х, 40ХН та ін. Нормалізовані зубчасті колеса невеликих розмірів виготовляють з вуглецевої сталі звичайної якості Ст5, Ст6 і якісних вуглецевих сталей 35, 40, 45 і 50, а великих розмірів – з вуглецевих ливарних сталей 35Л, 40Л, 45Л, 50Л.

Для підвищення контактної міцності зубців і, відповідно, здатності навантаження зубчастих передач застосовують сталеві зубчасті колеса твердістю  $HV > 350$ . Зі збільшенням твердості робочих поверхонь зубців зростають також зносостійкість і опір заїдання. Однак зубці з великою твердістю робочої поверхні погано обробляються і потребують високої точності виготовлення. Крім того, їх механічна обробка утруднена, тому ці зубці нарізають до термічної обробки. Оскільки деякі види термообробки викликають викривлення зубців, то для виправлення їх форми застосовують оздоблювальні операції: шліфування, притирання, обкатку і т. п.

Гартування зубців може бути об'ємним, що виконується у воді або мастилі, і поверхневим, що здійснюється для зубчастих коліс малих і середніх розмірів струмами високої частоти, а для великих зубчастих коліс – з нагріванням ацетиленовим полум'ям. Недоліками об'ємного гартування є підвищене викривлення зубців і зниження в'язкості їх серцевини, що викликає зменшення міцності зубців на вигин при дії ударних навантажень. Тому об'ємне гартування у багатьох випадках замінюється поверхневим гартуванням, цементацією, азотуванням і ціануванням.

Зубчасті колеса з підвищеною твердістю робочих поверхонь зубців виготовляють:

- *загартовані – з вуглецевих і легованих сталей із середнім вмістом вуглецю (45, 35Х, 40Х, 40ХН, 30ХН3А, 40ХН2МА і т. д.);*
- *цементовані – з вуглецевих і легованих сталей з низьким вмістом вуглецю (15, 20, 15Х, 20Х, 12ХН3А, 15ХФ, 18ХГТ, 18Х2Н4А і т. д.);*
- *азотовані – з легованих сталей 38Х2Ю, 38Х2МЮА;*
- *ціановані – з середньовуглецевих сталей.*

Чавуни застосовують для виготовлення великогабаритних зубчастих коліс тихохідних і особливо відкритих передач, де вони можуть працювати при поганому змащуванні, оскільки чавунні зубці порівняно добре опираються заїданню. Основний недолік звичайних сірих чавунів – їх знижена міцність, особливо при ударних навантаженнях. Але чавунні зубці порівняно добре опираються викришуванню, чавунні зубчасті колеса легше відливати, і вони значно дешевше сталевих зубчастих коліс. Тому високоміц-

ні чавуни широко застосовують замість сталей для виготовлення зубчастих коліс закритих передач. Чавунні зубчасті колеса виготовляють з сірого чавуну СЧ21, СЧ24, модифікованого чавуну СЧ28, СЧ32, СЧ35, а також з високоміцного чавуну всіх стандартних марок. Для невідповідальних зубчастих коліс застосовують сірий чавун СЧ15 і СЧ18.

### 2.3. Пружини і ресори

Сталі 65, 70, 75, 80, 85, а також з підвищеним вмістом марганцю 60Г, 65Г і 70Г (додаток А) використовують для плоских і спіральних пружин, ресор, пружних кілець і інших деталей пружинного типу невеликого перерізу при невисоких питомих навантаженнях.

Всі леговані ресорно-пружинні сталі належать до перлітного класу. Основними легувальними елементами в них є кремній і марганець, а в сталях більш відповідального призначення – хром, ванадій і нікель. Легування (за винятком кремнію і марганцю) мало впливає на межу пружності – головна властивість цих сталей. Більш істотно воно проявляється в підвищенні релаксаційної стійкості, прогартування і межі витривалості.

Дешеві кремнієві сталі 55С2, 60С2, 70С3А застосовують для пружин і ресор товщиною до 18 мм в авто- і тракторобудуванні, суднобудуванні, залізничному транспорті. Сталі стійкі до зростання зерна, але при термообробці схильні до знеуглецьовування – небезпечного поверхневого дефекту, що знижує межу витривалості. У кремній-марганцевої сталі 60СГА цей недолік виражений менш сильно. Її переважно застосовують для ресор товщиною до 14 мм.

Сталі 50ХФА, 50ХГФА, які піддають більш високому нагріванню при відпусканні (520 °С), мають теплостійкість, підвищену в'язкість, меншу чутливість до надрізу. Вони призначені для ресор легкових автомобілів, клапанних (рис. 1.4) та інших пружин відповідального призначення, які можуть працювати при температурах до 300 °С.

Сталі 60С2ХА і 60С2Н2А прогартовуються, відповідно, до 50 і 80 мм і застосовуються для великих важконавантажених і особливо відповідальних пружин і ресор.

Найбільш високі механічні властивості у сталей 70С3А, 60С2ХА і 60С2Н2А:  $\sigma_B \geq 180$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} \geq 160$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta \geq 5\%$ ,  $\psi \geq 20\%$ . Величина границі пружності складає  $\sigma_{0,01} = 88...115$  кгс/мм<sup>2</sup>, а твердість НРС 38...48. При такій твердості на опір втоми великий вплив має стан поверхні. При відсутності знеуглецьовування, окалини, грубих рисок та інших поверхневих дефектів границя витривалості сталей при вигині не нижче 50 кгс/мм<sup>2</sup>, а при крученні – 30 кгс/мм<sup>2</sup>. Для зменшення чутливості до концентраторів напруг і підвищення границі витривалості готові пружини і листи ресор піддають поверхневому наклепуванню дробом.

Невеликі пружини простої форми виготовляють зі сталі, що поставляється в термічно обробленому стані. Для великих пружин, що вимагають

великих зусиль при намотуванні, сталь використовують в відпаленому стані. Термічній обробці піддають готові вироби, отримані гарячим навіванням або штампуванням.

Сталь для ресор поставляють у вигляді смуги. Нарізані з неї заготовки гартують у спеціальних штампах з певною величиною прогину, потім відпускають і збирають у вигляді пакета.

## 2.4 Черв'яки

Черв'яки для силових передач виготовляють з вуглецевих або легованих сталей з відповідною термообробкою, що забезпечує високу твердість робочих поверхонь. Черв'яки зі сталей 15Х, 20Х, 12ХН2, 18ХГТ, 20ХФ і т.°п. піддають цементації та загартуванню до твердості HRC 58...63, а зі сталей Ст6, 40, 45, 40Х, 40ХН загартовують до HRC 45...55. Черв'яки з поліпшених і нормалізованих сталей застосовують в тихохідних (зі швидкістю ковзання витків різьби черв'яка по зубцях колеса  $v_{ск} \leq 2$ ) і малонавантажених передачах, а також при відсутності обладнання для їх шліфування. Черв'яки для високошвидкісних передач ( $v_{ск} > 5$ ) з малим шумом і високими питомими навантаженнями гартують, шліфують і полірують.

### Приклад розв'язання

#### Початкові дані

Вибрати матеріал для виготовлення шатуна важільного механізму (рис. 1.2, а). Деталь (рис. 1.2, б) має розмір найменшого перерізу  $L^{\circ}=35$  мм. Матеріал має мати границю текучості  $\sigma_T \geq 900$  МПа і ударну в'язкість  $KCU \geq 50$  Дж см<sup>2</sup>. Крім цього необхідно забезпечити підвищену зносостійкість в цапфах. Рекомендувати режим термічної або хіміко-термічної обробки, що забезпечує задані властивості, показати мікроструктуру і механічні властивості, а також хімічний склад матеріалу в готовому виробі.

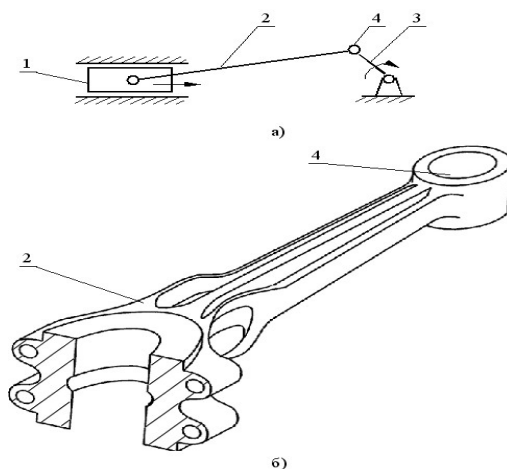


Рисунок 1.2 – Важільний механізм (а) і шатун (б):  
1 – повзун; 2 – шатун; 3 – кривошип; 4 – цапфа

### **Розв'язання**

Шатун відчуває великі напруження розтягування, тому необхідно вибрати поліпшену сталь. Необхідні механічні характеристики мають дві сталі: 40ХНР ( $\sigma_T = 900$  МПа, КСУ = 80 Дж/см<sup>2</sup>) і 40ХНМА після гартування у воду ( $\sigma_T = 1500$  МПа >  $\sigma_T$ , КСУ = 50 Дж/см<sup>2</sup>).

Як відомо, для деталей, що працюють на розтягування, необхідно забезпечити наскрізну прогартованість. За цим критерієм найбільш підходить сталь 40ХНМА (прогартованість сталі 40ХНМА – 40 мм, а сталі 40ХНР – лише 25 мм), на якій і слід зупинити вибір.

Необхідні механічні властивості забезпечуються після поліпшення: гартування від 850 °С в мастило і високого відпуску (520 °С) з охолодженням у воді або мастилі (щоб уникнути відпускнуї крихкості).

Обрана сталь має такий хімічний склад (додаток А).

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сталі 40ХНМА

Хімічний елемент	C	Cr	Ni	M	S	P	Fe
Вміст, %	0,37-0,44	0,6-0,9	1,25-1,65	0,15-0,25	< 0,025	< 0,025	Решта

Наявність в складі сталі 40ХНМА хрому і молібдену дозволяє проводити зміцнювальну хіміко-термічну обробку цапф азотуванням (додаток А). Його режим: температура 500...520 °С, тривалість 50...60 годин, товщина зміцненого шару 0,5...0,6 мм, поверхнева твердість 640...700 НV.

Мікроструктура в готовому виробі буде однорідна по перерізу – сорбіт відпуску і надлишковий ферит.

### **Завдання для вирішення**

Завдання 1–6. Вибрати матеріал для виготовлення зазначеної деталі. Рекомендувати термічну і хіміко-термічну обробку, що забезпечує задані властивості. Навести хімічний склад обраного матеріалу, а також мікроструктуру в готовому виробі.

### **1. Вал двигуна, що працює з вібраціями (табл. 1.2)**

Таблиця 1.2 – Варіанти завдань

Варіант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Діаметр, мм	30	30	50	30	100	25	30	25	80	80
$\sigma_T$ , МПа	650	200	620	330	670	250	350	230	1450	470
КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	8,5	-	4,5	5	5,5	-	4,5	-	4,5	6,5
Підвищена зносостійкість цапф, які обертаються в підшипниках	+	-	+	-	-	-	-	+	+	+

## 2. Колінчастий вал (рис. 1.3, табл. 1.3)

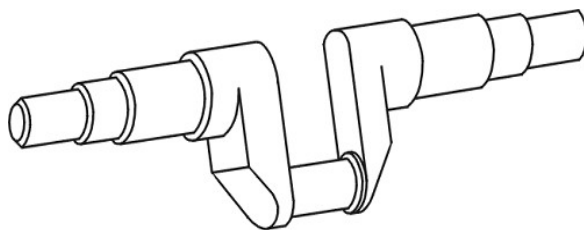


Рисунок 1.3 – Колінчастий вал

Таблиця 1.3 – Варіанти завдань

Варіант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Діаметр, мм	50	25	75	90	60	30	45	80	120	180
$\sigma_T$ , МПа	720	190	225	1400	650	450	200	175	1200	500
КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	6,5	-	4,0	-	-	-	4,5	2,5	3,0	6,0
Підвищена зносостійкість цапф, які обертаються в підшипниках	+	-	+	+	+	-	-	+	-	+

## 3. Шестерня (табл. 1.4)

Таблиця 1.4 – Варіанти завдань

Варіант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma_T$ , МПа	750	250	300	650	720	860	320	280	860	420
Поверхнева твердість HRC	30	25	40	45	50	35	55	30	42	45
КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	4	6.5	-	5	-	-	7	4.5	8.5	-
Умови роботи	A	B	C	A	D	C	A	D	B	

Примітка. У графі «Умови роботи»: А – мастила достатньо; В – мастила достатньо. Динамічні навантаження. Необхідність хорошої переробки; С – відкрита передача. Необхідність низької собівартості; D – невідповідальна деталь. Відкрита передача. Відсутність динамічних навантажень. Необхідність низької собівартості.

## 4. Пружина (табл. 1.5).

Таблиця 1.5 – Варіанти завдань

Варіант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma_{0,2}$ , МПа	100	1050	1650	850	950	600	800	1500	650	450

## 5. Ресора (рис. 1.4, табл. 1.6).

Таблиця 1.6 – Варіанти завдань

Варіант	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma_{0,2}$ , МПа	550	650	1500	450	650	850	1100	1000	950	600

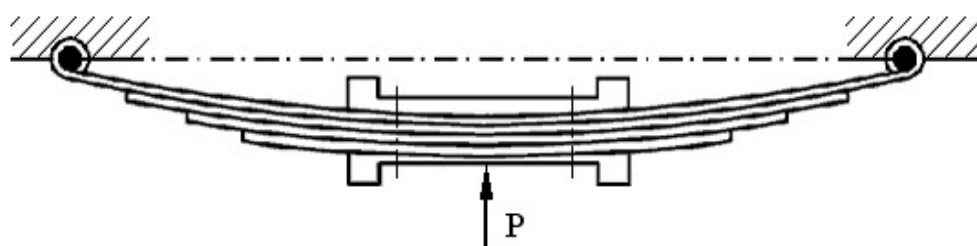


Рисунок 1.4 – Ресора призначена для амортизації ударів з боку сили  $P$

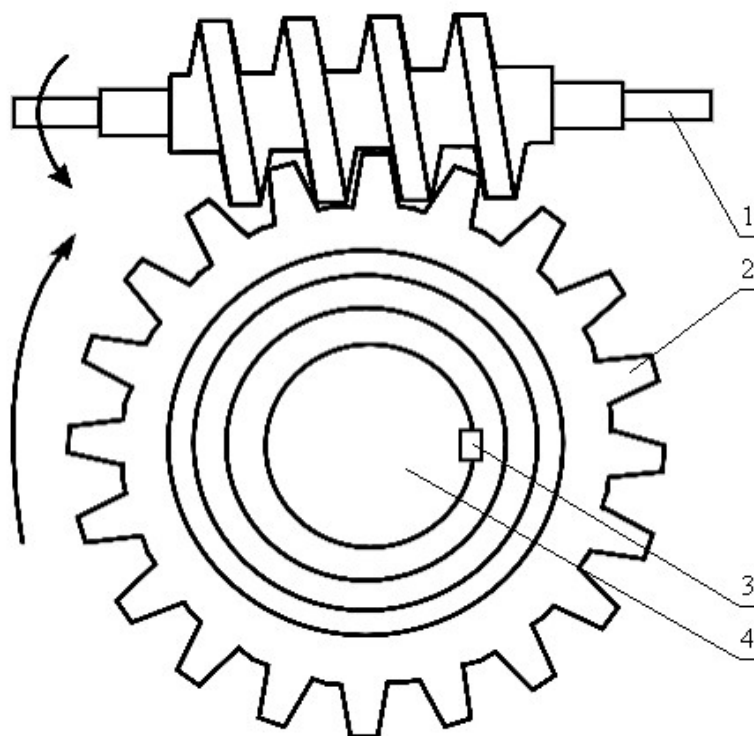


Рисунок 1.5 – Черв'ячна передача знижує частоту обертання і підвищує крутний момент від черв'яка 1 до черв'ячного колеса 2, закріпленого шпонкою 3 на валу 4

## Практична робота № 2

### ВИБІР ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

*Мета роботи:* отримати навички вибору матеріалів для виготовлення ріжучого, штампувального і вимірювального інструменту залежної від умов його роботи і навчитися призначати зміцнювальну термічну і хіміко-термічну обробки.

#### 1. Вимоги, що висуваються до інструментальних сталей

Інструментальні сталі призначені для виготовлення ріжучого, вимірювального інструменту і штампів холодного та гарячого деформування (додаток А). В процесі експлуатації всі види інструменту, особливо металорізальний і штампи, піддаються зношуванню, відчують високі тиски, а також високі напруження, найчастіше, вигину або кручення. Для забезпечення зносостійкості інструментальні сталі мають мати високу твердість, а для збереження форми інструменту, попередження його руйнування і викривлення робочих кромek – високу міцність при задовільній в'язкості.

Важливою властивістю інструментальних сталей, що піддаються при різанні істотному нагріванню, є теплостійкість (жаростійкість), тобто стійкість проти відпуску з відповідною зміною властивостей (зниженням твердості і зносостійкості), а також розгаростійкість – відсутність схильності до утворення поверхневих тріщин при багаторазових циклах нагрівання і охолодження.

Сталі для вимірювального інструменту мають мати високу чистоту поверхні і стабільність розмірів в готовому виробі.

#### 2. Вуглецеві інструментальні сталі

Вуглецеві сталі постачають після відпалу на зернистий перліт з відповідним гарантованим хімічним складом і твердістю.

Завдяки невисокій твердості в стані постачання (НВ 187...217) вуглецеві сталі добре обробляються різанням і деформуються, що дозволяє застосовувати накатку, насічку й інші високопродуктивні методи виготовлення інструменту.

Через низьку прогартованість вуглецеві сталі придатні для виготовлення дрібного інструменту або інструменту з перерізом до 25 мм<sup>2</sup> з незагартованої серцевини, в якому ріжуча частина знаходиться на поверхні (мітчики, розгортки, напилки і т. д.). Ненаскрізне гартування зменшує деформування інструменту і підвищує, за рахунок в'язкої серцевини, його стій-



кість до ударів та вібрацій. У перерізах більших за 25 мм<sup>2</sup> загартований шар виходить тонким і продавлюється під час роботи.

Сталі У7-У9 піддають повному, а сталі У10-У13 – неповному гартуванню. Інструмент перерізом понад 15 мм<sup>2</sup> охолоджують у воді або водних розчинах солей і лугів. Інструменти меншого перерізу для зменшення деформацій і небезпеки розтріскування гартують в мастилі або розплавах солей при 160 ... 200 °С.

Сталі У7, У8, У9, що забезпечують більш високу в'язкість, застосовують для інструментів, що піддаються ударам: деревообробні, слюсарні, ковальські, а також пуансони, матриці й ін. Після гартування їх піддають відпуску при 275...350 °С на троостит (HRC 48...51). Заевтектоїдні сталі У10, У11, У12 використовують після низького відпуску (150...180 °С) зі структурою мартенситу і включеннями карбідів, що забезпечують підвищену зносостійкість. Їх застосовують для інструментів з високою твердістю на робочих гранях (HRC 62...64): ріжучого (напилки, пили, мечики, свердла, різці і т. д.), вимірювального (калібри простої форми і невисоких класів точності) і невеликих штампів холодної висадки і витяжки, що працюють при невисоких навантаженнях.

Сталь У13 застосовують для інструментів, що вимагають найбільш високої твердості: шаберів, гравіювального інструменту.

Високоякісні сталі мають те ж призначення, що і якісні, але через кращу в'язкість їх частіше використовують для інструментів з більш тонкою ріжучою кромкою.

### **3. Леговані сталі для ріжучого інструменту**

За теплостійкістю ці сталі поділяються на дві групи:

- низьколеговані сталі з низькою теплостійкістю;
- високолеговані швидкорізальні сталі з теплостійкістю до 600...640 °С.

Низьколеговані сталі містять підвищену кількість вуглецю і до 5% легувальних елементів. За структурою вони належать до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному гартуванню за температури трохи вище А1 і низькому відпуску. Сталі мають структуру мартенситу і надлишкових карбідів (легований цементит) і характеризуються високою твердістю (HRC 62...69) і зносостійкістю. Однак, як і вуглецеві, вони з низькою теплостійкістю і мають практично однакові з ними ріжучі властивості. Їх застосовують для інструменту, що працює при невеликих швидкостях різання, що не викликає нагрівання понад 200...260°С. На відміну від вуглецевих вони менше схильні до перегріву і дозволяють виготовляти інструменти великих розмірів і більш складної форми.

Сталь ХВ4 відрізняється особливо високою твердістю і зносостійкістю завдяки тому, що в ній, крім легованого цементиту, присутні карбіди вольфраму типу  $M_6C$ , які практично не розчиняються при температурі гартування. Через високу твердість (HRC 67...69) її називають алмазною і застосовують для чистової обробки твердих матеріалів. Сталі Х, 9ХС, ХВГ, ХВСГ піддаються гартуванню в мастилi і належать до сталей глибокої прогартуваності.

Сталь 9ХС, на відміну від сталі Х (1,5% Cr), завдяки присутності кремнію має більш високу стійкість проти відпуску (до 260 °С), підвищені ріжучі властивості і застосовується для виготовлення фрез, сверدل, різьбонарізного та іншого інструменту перерізом до 35 мм<sup>2</sup>. Недолік сталі 9ХС – схильність до знеуглецювання. Сталь ХВГ через присутність марганцю характеризується малою деформацією при гартуванні. Її застосовують для довгого стрижневого інструменту (свердел, розгорток, протяжок і т. п.) перерізом до 45 мм<sup>2</sup>. Складнолегована сталь ХВСГ поєднує в собі кращі властивості сталей 9ХС і ХВГ і використовується для інструментів великого перерізу (до 100 мм<sup>2</sup>).

Швидкорізальні сталі – група високолегованих сталей, призначених для виготовлення високопродуктивного інструменту.

Основна властивість цих сталей – висока теплостійкість, яка забезпечується введенням великої кількості вольфраму разом з іншими карбідоутворювальними елементами (Mo, V), а також кобальтом. Інструмент з цих сталей зберігає високу гарячу твердість до 600...640 °С і допускає в 3...5 разів більш продуктивні режими різання, ніж сталі з недостатньою теплостійкістю.

Особливості термічної обробки, структури і властивостей швидкорізальних сталей розглянемо на прикладі сталей Р18 і Р9, які за кількістю легувальних елементів (W, Cr, V) позначають 18-4-1 і 9-4-2.

За структурою після відпалу швидкорізальні сталі відносять до ледебуритного класу. В литому стані мають ледебуритну евтектику. Її усувають гарячою деформацією шляхом подрібнення первинних карбідів. Для зниження твердості (до НВ 207...255) деформовану сталь перед механічною обробкою піддають ізотермічному відпалу. Структура відпалених сталей складається з сорбітоподібного перліту, вторинних і більших первинних карбідів. Загальна кількість карбідів в сталі Р18 становить приблизно 28%, в сталі Р9 – 17%. Основним карбідом сталі Р18 є складний карбід вольфраму змінного складу  $Fe_3W_3C$  ( $M_6C$ ), який розчиняє в собі частину ванадію і хрому. В інших випадках, крім  $M_6C$  і невеликої кількості карбіду  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ , присутній карбід VC (MC). У карбідах знаходиться 80...95% вольфраму і ванадію і близько половини хрому. Інша частина розчинена в фериті.

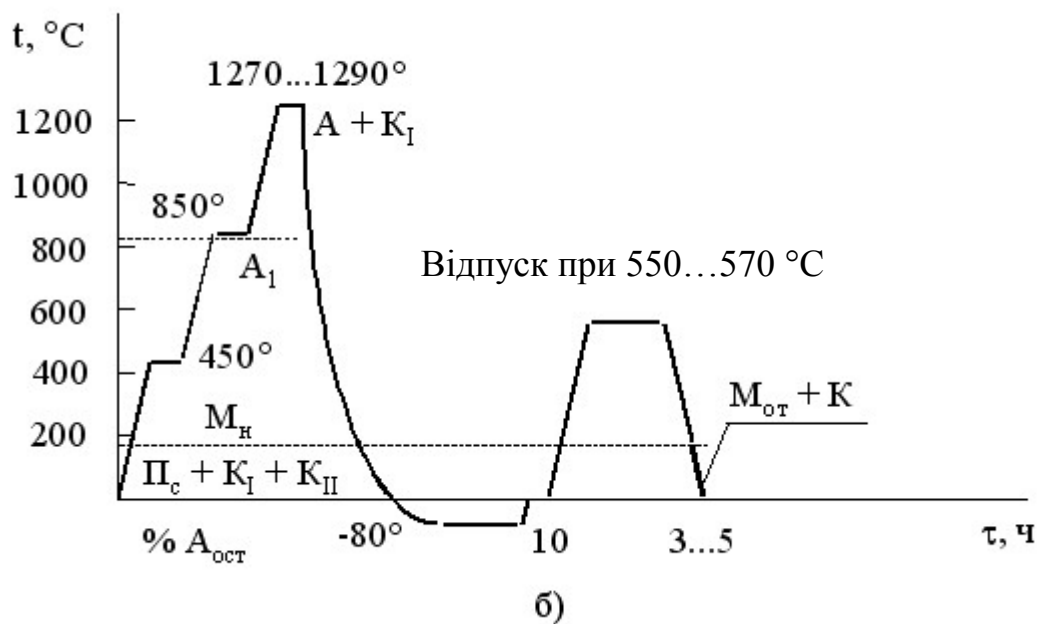
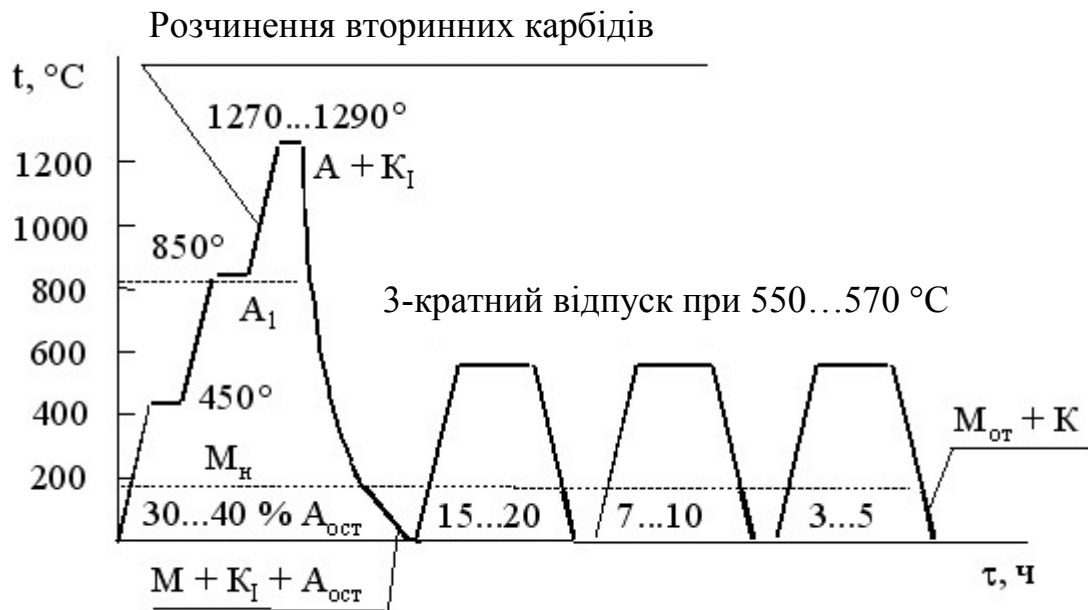


Рисунок 2.1 – Схеми термічної обробки швидкорізальної сталі:  
а) – без обробки холодом; б) – з обробкою холодом

Високих ріжучих властивостей інструмент, виготовлений зі швидкорізальних сталей, набуває після гартування і триразового відпуску (рис. 2.1, а). Через низьку теплопровідність швидкорізальні сталі при гартуванні нагрівають повільно при 450 і 850 °С, застосовуючи соляні ванни для зменшення окислення і знеуглецювання. Особливість гартування швидкорізальних сталей – висока температура нагрівання. Вона необхідна для забезпечення теплостійкості – отримання після гартування високолегованого

мартенситу в результаті переходу в розчин максимальної кількості спеціальних карбідів.

Ступінь легування аустеніту (мартенситу) збільшується з підвищенням температури нагрівання. При температурі 1300 °С досягається граничне насичення аустеніту – в ньому розчиняється весь хром, близько 8% W, 1% V і 0,4 ... 0,5% С.

Легування аустеніту відбувається при розчиненні вторинних карбідів. Первинні карбіди не розчиняються і гальмують зростання зерна аустеніту. Внаслідок цього при нагріванні до температури, близької до температури плавлення, швидкорізальні сталі зберігають дрібне зерно.

Швидкорізальної сталі за структурою після нормалізації належать до мартенситного класу. Після гартування невеликий інструмент охолоджують на повітрі, великий – в мастилі. Складний інструмент для зменшення деформацій піддають ступінчастому гартуванню з витримкою в гарячих середовищах при температурі 500...550 °С.

Після гартування сталі не отримують максимальну твердість (HRC 60...62), тому що в структурі, крім мартенситу і первинних карбідів, міститься 30...40% залишкового аустеніту, присутність якого викликає зниження точки  $M_k$  нижче 0 °С. Залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит при відпуску або обробці холодом.

Швидкорізальні сталі набувають найбільшої твердості після відпуску при 550...570 °С. В процесі витримки при відпуску з мартенситу і залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди  $M_6C$ . Аустеніт, збіднений вуглецем і легувальними елементами, стає менш стійким і при охолодженні нижче  $M_n$  зазнає мартенситних перетворень. Одноразовий відпуск не забезпечує перетворення всього залишкового аустеніту. Застосовують дво-, триразовий відпуск з витримкою по 1 годині і охолодженням на повітрі. При цьому кількість аустеніту зменшується до 3...5%. Застосування після гартування обробки холодом скорочує цикл термічної обробки (див. рис. 2.1, б). У термічно обробленому стані швидкорізальні сталі мають структуру, що складається з мартенситу відпуску і карбідів з твердістю HRC 62...65. Ріжучі властивості додатково покращують низькотемпературним ціануванням. За своїми ріжучими властивостями швидкорізальні сталі поділяють на дві групи: нормальної і підвищеної продуктивності.

Групу нормальної продуктивності утворюють вольфрамові (P18, P12, P9, P9Ф5) і вольфрамо-молібденові (P6M3, P6M5) сталі, що зберігають твердість на рівні HRC 58 до температури 620 °С. За умови однакової теплостійкості ці сталі мають близькі ріжучі властивості і відрізняються, головним чином, механічними і технологічними властивостями. Кращою оброблюваністю тиском і різанням, а також міцністю і в'язкістю характеризуються сталі P6M3 і P6M5. Сталі P9, P9Ф5 відрізняються гіршою обробкою шліфуванням через присутність твердих карбідів ванадію.

До групи з підвищеною продуктивністю відносять сталі, що містять кобальт або підвищену кількість ванадію: P18Ф2, P14Ф4, P6M5K5,

P9M4K8, P9K5, P9K10, P10K5Ф5, P18K5Ф2. Вони перевершують сталі першої групи щодо теплостійкості (630...640 °С), твердості (HRC  $\geq$  64) і зносостійкості, але поступаються їм за міцністю та пластичністю. Сталі підвищеної продуктивності застосовують для обробки високоміцних сталей, корозійностійких і жароміцних сталей з аустенітною структурою та інших важкооброблюваних матеріалів, де їх висока вартість виправдовується більш високими ріжучими властивостями.

#### 4. Тверді сплави

Спечені тверді сплави – матеріали, що складаються з високотвердих і тугоплавких карбідів вольфраму, титану, танталу, зв'язаних металевою матрицею.

Тверді сплави виготовляють методом порошкової металургії. Порошок карбідів змішують з порошком кобальту, який виконує роль зв'язки, пресують і спікають при 1400...1550 °С. При спіканні кобальт розчиняє частину карбідів і плавиться. В результаті виходить щільний матеріал, структура якого на 80...95% складається з карбідних частинок, з'єднаних зв'язкою. Збільшення частки зв'язки викликає зниження твердості, але підвищує міцність і в'язкість. Тверді сплави виробляють у вигляді пластин, які припаюють на державки з вуглецевої сталі. Тверді сплави застосовують для різців, свердл, фрез та іншого інструменту. Такий інструмент поєднує високу твердість HRA 85...92 (HRC 74...76), зносостійкість з найбільш високою теплостійкістю (800–1000 °С). За своїми ріжучими властивостям він перевершує швидкорізальні сталі і застосовується для найбільш важких умов різання, також з найбільш високими швидкостями.

Тверді сплави характеризуються також високим модулем пружності (48000–68000 кгс/мм<sup>2</sup>) і межею міцності на стиск (до 600 кгс/мм<sup>2</sup>). Недоліки: складність виготовлення фасонних виробів, висока крихкість.

Залежно від складу карбідної суміші спечені тверді сплави виробляють трьох груп. Першу (вольфрамову) групу складають сплави системи WC–Co. Вони маркуються буквами ВК і цифрою, що показує вміст кобальту в процентах (додаток А). Сплави цієї групи перевершують інші за міцністю, але поступаються за твердістю. Теплостійкі до 800 °С.

Сплави ВК3-ВК8 застосовують для ріжучого інструменту при обробці матеріалів, що дають переривчасту стружку (чавуну, кольорових металів, фарфору, кераміки і т. п.).

Сплави ВК10 і ВК15, що мають більш високу в'язкість, використовують для волочильного та бурового інструменту, стійкість якого в десятки разів перевищує стійкість сталевого інструменту. Сплави з високим вмістом кобальту (ВК20 і ВК25) використовують для штампового інструменту. Їх застосовують також як конструкційний матеріал для деталей машин і приладів, від яких вимагають високий опір пластичній деформації або зносу.

Другу групу (титано-вольфрамові) утворюють сплави системи TiC-WCCo. Вони маркуються буквами Т, К і цифрами, що показують вміст карбідів титану і кобальту у відсотках. При температурі спікання карбід титану розчиняє до 70% WC і утворює твердий розчин (Ti, W) C, що характеризується більш високою твердістю, ніж WC. Структура карбідної основи залежить від співвідношення карбідів в шихті. У сплаві Т30К4 утворюється одна карбідна фаза – твердий розчин (Ti, W) C, який надає йому найбільш високі ріжучі властивості, але знижує міцність. В інших сплавах цієї групи кількість WC перевищує його граничну розчинність в TiC, тому карбіди вольфраму присутні у вигляді надлишкових кристалів.

Сплави другої групи характеризуються більш високою теплостійкістю (900–1000 °C), яка підвищується в міру збільшення кількості карбіду титану. Їх найбільш широко застосовують для високошвидкісного різання сталей.

Третю групу (титанотанталовольфрамову) утворюють сплави системи TiC-TaC-WC-Co. Цифра в марці після букв ТТ позначає сумарний вміст карбідів TiC + TaC, а після букви К – кількість кобальту. Структура карбідної основи являє собою твердий розчин (Ti, Ta, W) C і надлишок WC. Від попередньої групи ці сплави відрізняються більшою міцністю і найкращим опором вібраціям і викришуванням. Вони застосовуються для найбільш важких умов різання (чорнова обробка сталевих виливків, поковок).

## **5. Штампові сталі**

### **5.1. Штампові сталі для деформування в холодному стані**

Сталі для штампів та іншого різноманітного інструменту холодної обробки тиском мають мати високу міцність, твердість, зносостійкість, а також задовільну або підвищену ударну в'язкість. Для великих швидкостей деформування, що викликають розігрів робочої кромки інструменту до 450 °C, сталям має бути властива достатня теплостійкість. Для штампів зі складною геометрією важливо забезпечити мінімальні об'ємні зміни при гартуванні.

У зв'язку з різноманітністю умов деформування, форм і розмірів штампів застосовують різні сталі.

Низьколеговані сталі X, 9XC, XBГ, XBСГ також як і вуглецеві У10, У11, У12, використовують переважно для витяжних і висаджувальних штампів, які мають твердий зносостійкий шар і в'язку серцевину, що дозволяє працювати при невеликих ударних навантаженнях.

Витяжні штампи піддаються інтенсивному зносу без динамічних навантажень. Після неповного гартування їх відпускають при 150–180 °C на твердість HRC 58...61. Висаджувальні штампи і пуансони, що працюють з ударними навантаженнями, піддають відпуску при 275...325 °C на твердість HRC 54...56 в робочій частині.

Високохромисті сталі X12, X12M, X12Ф1 мають високу зносостійкість, глибоку прогартованість (150–200 мм і більше). Їх широко застосовують для великих інструментів складної форми: вирубних, обрізних, карбувальних штампів підвищеної точності, штампів видавлювання, накатних роликів та ін. За своєю природою ці сталі близькі до швидкорізальних, за структурою відпалу належать до ледебуритного класу, за структурою нормалізації – до мартенситного. Їх висока зносостійкість значною мірою обумовлена великою кількістю карбідів  $Cr_7C_3$ , що зберігаються в структурі після гартування. Разом з тим, велика кількість карбідної фази (приблизно 15...17% у сталей X12M і X12Ф1 і близько 30% у сталі X12) призводить до підвищеної карбідної неоднорідності, що викликає зниження міцності і в'язкості. Найсильніше цей недолік виражений у сталі X12. З цієї причини найчастіше застосовують сталі X12M і X12Ф1.

Структура і властивості високохромистих сталей залежать від температури гартування, оскільки з її підвищенням збільшується розчинність карбідів і концентрація вуглецю та хрому в аустеніті, викликаючи різке зниження інтервалу температур мартенситного перетворення. Підвищення твердості при нагріванні до 1075 °С викликано збільшенням твердості мартенситу, зниженням твердості при гартуванні з більш високою температурою – інтенсивним збільшенням в структурі залишкового аустеніту. Збереження залишкового аустеніту обумовлює невеликі об'ємні зміни при гартуванні, яке проводиться в маслі, а для невеликих інструментів – на повітрі.

Сталі X12Ф1 і X12M обробляють як на первинну, так і на вторинну твердість. На первинну твердість їх гартують з нижчих температур (1020–1075 °С), коли кількість залишкового аустеніту невелика, і піддають низькому відпуску (150...170 °С), що зберігає високу твердість (HRC 61...63). Такий режим забезпечує найбільшу міцність ( $\sigma_{i3}=240...280^{\circ} \text{кг/мм}^2$ ) при низькій теплостійкості і застосовується для більшості штампів і накатних роликів.

Гартування на вторинну твердість застосовують для забезпечення теплостійкості і проводять з більш високих температур (1100...1170 °С). Воно призводить до зниженої твердості (HRC 48...54) внаслідок збереження великої кількості залишкового аустеніту (50...80%). Твердість до HRC 60...62 підвищують 4–6-кратним відпуском при 500...580 °С; в результаті перетворення залишкового аустеніту і виділення дисперсних карбідів хрому. При обробці сталей на вторинну твердість теплостійкість збільшується до 500°С, але через укрупнення зерна під час гартування знижується міцність і в'язкість. У зв'язку з цим застосування такої обробки обмежено. В основному її застосовують для штампів, які працюють при підвищеному нагріванні без великих навантажень.

Сталь Х6ВФ містить менше вуглецю і хрому і має менше карбідної неоднорідності, ніж високохромисті сталі. З цієї причини вона перевершує їх за міцністю (в середньому на 50 кгс/мм<sup>2</sup>) і в'язкістю (майже в 2 рази);

більш придатна для штамів з тонкою геометрією і різьбонакатних роликів. Під час гартування вона більш схильна до зростання зерна, тому обробляється тільки на первинну твердість.

Хромокремністі сталі 4ХС, 6ХС і додатково леговані вольфрамом (2,0...2,7%) 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С утворюють групу сталей підвищеної в'язкості для ударного інструменту (зубила, гнучкі штампи, обтискні матриці та ін.). Підвищення в'язкості сталей досягається зниженням вмісту вуглецю (до 0,4...0,6%) і збільшенням температури відпуску. Сталі 4ХС і 6ХС відпускають нижче температури відпускнуї крихкості першого роду при 240–270 °С на твердість HRC 52...55. Сталі з вольфрамом, які не чутливі до відпускнуї крихкості другого роду, піддають відпуску в більш широкому інтервалі температур: при 200–250 °С (HRC 53...58) або при 430–470 °С (HRC 45...50). Ці сталі в результаті збереження дрібного зерна мають дещо більшу в'язкість і призначені для інструментів, що працюють з підвищеними навантаженнями.

## **5.2. Штампові сталі для деформування в гарячому стані**

### **5.2.1. Загальні відомості**

Сталі для штамів гарячого деформування працюють в умовах ударного навантаження, періодичного нагрівання та охолодження поверхні. Крім достатньої міцності, зносостійкості, в'язкості і прогартуваності (для великих штамів) ці сталі мають мати також гарну теплостійкість, окалиностійкість і жаростійкість.

Відповідно до зазначених вимог для штамів гарячої обробки тиском застосовують леговані сталі з 0,3...0,6% С, які після гартування піддають відпуску при 550–680 °С на троостит або троостосорбіт. Серед них слід виділити кілька груп, що мають ті властивості, які необхідні для певних умов експлуатації.

### **5.2.2. Сталі для молотових штамів**

Молотові штампи (рис. 2.7) мають великі розміри, працюють з ударними навантаженнями при відносно невисокому нагріванні поверхні (400...500 °С). Для цих штамів застосовують низьколеговані сталі високої прогартуваності з підвищеною ударною в'язкістю і жаростійкістю. Серед легувальних елементів вони містять молібден або вольфрам для попередження розвитку відпускнуї крихкості, яку не можна усунути швидким охолодженням.

Сталь 5ХНМ – найкраща в цій групі. Через високу прогартуваність (400 мм) її застосовують для великих штамів зі складною геометрією. Після гартування і відпуску при 550 °С її механічні властивості при кімнатній температурі складають:  $\sigma_B = 120...130 \text{ кгс/мм}^2$ ,  $\delta = 10 \dots 3\%$ ,  $a_H = 4...5 \text{ кгсм/см}^2$ . Сталь зберігає досить високі механічні властивості ( $\sigma_B = 90$ ,  $\sigma_{0,2} = 65 \text{ кгс/мм}^2$ ) при підвищенні температури до 500 °С.



Сталі 5ХГМ і 5ХНВС при однаковій зі сталлю 5ХНМ прогартованості поступаються їй у в'язкості через заміну нікелю марганцем або збільшенням вмісту хрому і кремнію. Вони призначені для середніх штампів зі стороною 300...400 мм або для великих (сталь 5ХНВС) простої форми.

Сталь 5ХНВ за стійкістю рівноцінна сталі 5ХНМ, але має меншу прогартованість, оскільки вольфрам підвищує її менше, ніж молібден. Вона застосовується для невеликих і середніх штампів зі стороною 200...300 мм. Термічна обробка сталей через великі розміри штампів є відповідальною операцією. Після ізотермічного відпалу і механічної обробки їх нагрівають для гартування до 820...880 °С, застосовуючи різні обмазки для захисту від окислення та знеуглецьовування, тому що час нагрівання може становити 20–25 годин. Для зниження термічних напружень невеликі штампи охолоджують на повітрі, інші після охолодження до 750...780 °С – в мастилі за способом переривчастого гартування. Винятком є дуже великі штампи, які через труднощі гартування в маслі охолоджують водоповітряною сумішшю. Неостиглі повністю штампи переносять в піч для відпуску.

Невеликі штампи, в яких відбувається деформування металу швидко охолоджують та зміцнюють, відпускають при 480...520 °С для підвищення твердості (HRC 40...45) та зносостійкості. Оскільки механічна обробка при такій твердості ускладнена, геометрію штампа нарізають до термічної обробки. Середні штампи, в яких для деформування більших заготовок потрібні підвищені ударні в'язкості, відпускають при 520...540 °С на нижчу твердість (HRC 35...40). Їх виготовляють за схемою: механічна обробка, гартування, відпуск, чистова обробка.

Великі штампи, які мають мати підвищену в'язкість, піддають відпуску при 540...580 °С на твердість HRC 35...38. Геометрію штампа нарізають після термічної обробки.

### **5.2.3. Сталі для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів**

Штампи для гарячого висаджування, протягання і пресування піддаються під час роботи високим тискам без великих ударних навантажень, мають менші розміри, ніж молотові штампи, але нагріваються до більш високих температур. Для таких сталей найбільш важливі властивості – теплостійкість і жаростійкість. Для важких умов роботи застосовують комплексно леговані сталі, які за складом і перетвореннями при термічній обробці схожі з швидкорізальними сталями. На відміну від останніх вони містять менше надлишкових карбідів типу  $M_{23}C_6$  і  $M_6C$  і є заевтектоїдними. Для забезпечення теплостійкості їх гартують з високих температур (1025...1125 °С).

Відпуск в інтервалі температур 500...580 °С викликає, як і в швидкорізальних сталях, дисперсійне твердіння і вторинну твердість. Для підвищення в'язкості його проводять на троостит і твердість HRC 45...50.

При такій твердості сталі мають  $\sigma_B = 150 \dots 180 \text{ кгс/мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 135 \dots 165 \text{ кгс/мм}^2$ ,  $a_H = 2 \dots 5,5 \text{ кгс м/см}^2$ .

Сталі 3X2B8Ф, 4X2B5МФ з високим вмістом вольфраму характеризуються підвищеною теплостійкістю. Вони зберігають твердість ( $HRC \geq 45$ ) і межу міцності  $\sigma_{0,2} \approx 100$  кгс/мм<sup>2</sup> до температури 650...670 °С. Ці сталі призначаються для важконавантаженого інструменту, що працює при температурі до 700 °С.

Сталі 4X5МФС, 4X5B2ФС, 4X4ВМФС й інші з невеликим додаванням вольфраму (молібдену) відрізняються підвищеною жаростійкістю завдяки більш високій в'язкості; теплостійкі до 600 °С. Присутність 4...5% Cr додає їм добру окалинотійкість і підвищену зносостійкість при нагріванні. Ці сталі призначені для виготовлення інструменту з високою стійкістю до різкої зміни температур, зокрема, для інструменту з високою швидкістю штампування.

Крім штампів, розглянуті сталі використовують для прес-форм для лиття під тиском, що працюють у важких умовах, пов'язаних з періодичним нагріванням і охолодженням поверхні та впливом розплавленого металу. Для виливки мідних сплавів ( $t_{пл} \approx 1000$  °С) застосовують сталі підвищеної теплостійкості; алюмінієві та магнієві сплави ( $t_{пл} \approx 500...650$  °С), сталі підвищеної жаростійкості, а також мартенситно-старіючі сталі.

### **5.3. Зміцнювальна обробка штампового оснащення**

Підвищення експлуатаційних характеристик деталей штампів забезпечує термічна, а також хіміко-термічна обробки.

Цементацію і нітроцементацію з наступним гартуванням застосовують для підвищення зносостійкості допоміжних деталей: напрямних колонок, втулок, шпонок, клинів (рис. 2.7), штампотримачів, що виготовляються зі сталей 20, 20Х, 3X2B2Ф, 5ХНМ та ін.

Азотування застосовують для підвищення твердості і зносостійкості робочих деталей штампів. Його виконують після повного виготовлення деталей та їхнього гартування. Застосування азотування для штампів кривошипних гарячештампувальних пресів збільшує їх стійкість в 1,5...2,2 рази, молотових штампів – до 1,5 рази.

Дифузійному хромуванню піддаються пуансони і матриці формозмінних (обтискних, гнуття та ін.) штампів. При цьому, поряд з підвищенням твердості і зносостійкості поверхні, різко знижується (в 2...3 рази) коефіцієнт тертя. Найкращі результати дає застосування дифузійного хромування для деталей зі сталей 3X2B8Ф і 5ХНМ.

Ціанування, що забезпечує підвищення твердості і зносостійкості поверхні, ефективно застосовувати під час виготовлення деталей прес-форм для лиття під тиском, а також прес-форм для пресування пластмас. Останні рекомендується виготовляти з хромової або хромонікелевої сталі з подальшим високотемпературним ціануванням, що дозволяє підвищити стійкість прес-форм для лиття під тиском до задирко-утворення, перешкоджає налипанню і схоплюванню металу і підвищує працездатність в умовах су-

хого тертя. Процес сульфокіанування характеризується одночасним насиченням поверхні деталі вуглецем, азотом і сіркою, причому глибина ціанідного шару становить 0,03...0,1 мм, а глибина сірчаного шару – 0,005...0,01 мм. Даний процес найбільш ефективний для сталей 3Х2В8Ф, 20Х13, 40Х13. сульфокіанування робочих деталей прес-форм для лиття під тиском підвищує їх стійкість в 3 і більше разів.

Борювання створює дуже високу мікротвердість: HV 1800...2000 для вуглецевих; до HV 2500 для легованих сталей ХВГ, ХВСГ; до HV 2800 для сталей Х12М, Х12Ф1 і до HV 2800...3200 – для швидкорізальних. Зазначена твердість зберігається при нагріванні до 900 °С. До недоліків борювання слід віднести підвищену крихкість шару, можливість утворення тріщин при гартуванні.

Одним з ефективних способів підвищення експлуатаційної надійності робочих деталей штампів є поєднання об'ємного гартування і відпуску з подальшим індукційним гартуванням. Наприклад, якщо штампові сталі Х12 або ШХ15 загартувати до твердості HRC 60...65, то вони проявляють схильність до крихкого руйнування. Зниження твердості до HRC 58 в результаті відпуску зменшує твердість і крихкість поверхневого шару, однак, разом з тим, знижує його міцність і зносостійкість. Якщо деталь загартувати і відпустити до твердості HRC 56...58, а потім її робочу поверхню додатково загартувати струмами високої частоти до твердості HRC 60...65, то забезпечується висока твердість і зносостійкість поверхні при відсутності схильності до крихкого руйнування.

Для підвищення твердості поверхні штампів використовується лазерна обробка. При високій щільності енергії (до 109 Вт/см<sup>2</sup>, тривалість імпульсу 10–7 с), що досягається пульсуючими лазерами, відбувається миттєве випаровування матеріалу, який у вигляді ударної хвилі викликає зміцнення поверхні.

## **6. Сталі для вимірювального інструменту**

Сталі, призначені для виготовлення вимірювального інструменту, мають мати високу зносостійкість, а також постійність розмірів і форми протягом тривалого терміну служби. До додаткових вимог належать можливість отримання високої чистоти поверхні (до 14-го класу) і мала деформація при термічній обробці. Найбільш широко застосовують заевтектоїдні низьколеговані сталі Х, ХГ, ХВГ, 9ХС, які термічно оброблюються на високу твердість (HRC 60...64). На відміну від ріжучого інструменту термічна обробка проводиться таким чином, щоб утруднити процес старіння, що відбувається в загартованій сталі і викликає об'ємні зміни, які неприпустимі для інструментів високих класів точності. Причинами старіння служать частковий розпад мартенситу, перетворення залишкового аустеніту і релаксація внутрішніх напружень, що викликає пластичну деформацію.

Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з найбільш низької температури. Крім того, інструменти підвищеної точності піддають обробці холодом при температурі  $-50...-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Відпуск проводять протягом 24...28 годин при  $120...140\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Більш високий нагрів не застосовують через зниження зносостійкості. Інструмент високого класу точності піддають по черзі обробкою холодом і короткочасним (2 ... 3 години) відпуском.

Плоскі інструменти (скоби, лінійки, шаблони і т. п.) нерідко виготовляють з листових цементовних сталей 15, 20, 15X, 20X, 12ХН3А або з сталей 50 і 55, що гартуються по поверхні струмами високої частоти. Оскільки нерівноважна структура в цих сталях утворюється тільки в поверхневому шарі, то об'ємні зміни, що відбуваються, в ньому мало впливають на розміри всього інструменту.

Для інструментів великого розміру і складної форми застосовують сталь 38ХМЮА, що азотується.

### Приклад розв'язання

#### *Початкові дані*

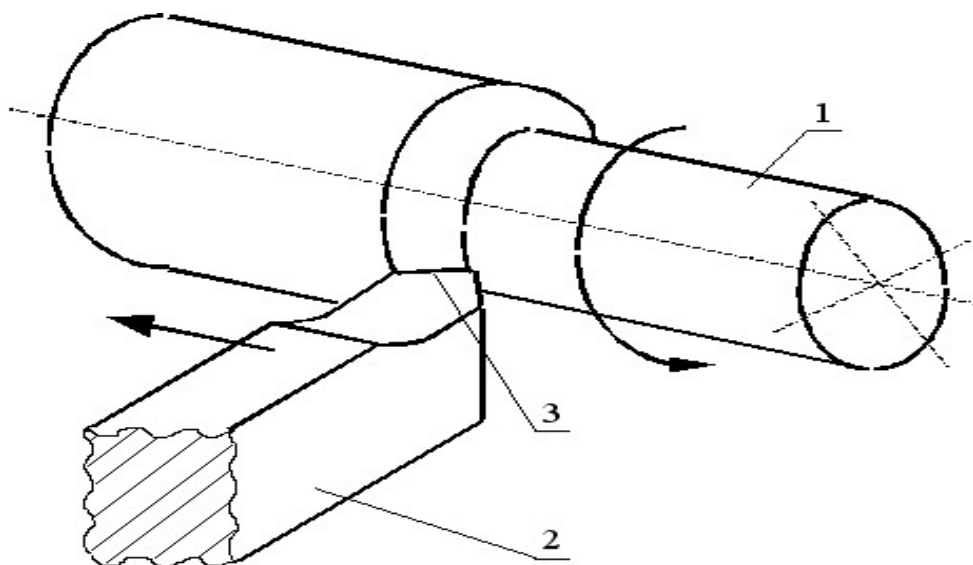


Рисунок 2.2 – Точіння циліндричної заготовки (1) токарних прямим прохідним різцем (2); 3 – ріжуча кромка

Вибрати матеріал різця (рис. 2.2) для обробки конструкційної сталі з твердістю до HRC 30...45, жароміцних і конструкційних сталей зі швидкістю різання не менше 80 м/хв. Навести хімічний склад і механічні властивості матеріалу в готовому виробі. Призначити вид і режими термічної обробки, описати структуру матеріалу в стані поставки і отриману після термічної обробки.

### **Розв'язання**

З огляду на високі швидкості різання і теплостійкість при обробці твердих конструкційних і легованих сталей, зупиняємо свій вибір на швидко-різальних сталях підвищеної продуктивності.

Таблиця 2.1 – Швидкокорізальні сталі підвищеної продуктивності

Марка сталі	P12Ф3	P18Ф2	P9M4K8	P13Ф4K5	P18Ф2K5
K <sub>інд</sub>	53	58	75,5	78,9	75,8

Розрахунок індексу вартості (ф-ла (1.2) див. практична робота № 1) показує, що найбільш дешевою є сталь P12Ф3, яку і вибираємо. Ця сталь має хімічний склад, вказаний у табл. 2.2.

Таблиця 2.2 – хімічний склад сталі P12Ф3

Хімічний елемент	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	S	P	Fe
Вміст, %	0,75–1,05	≤0,4	≤0,5	3.8–4,3	12–13	0,5–1	2,5–3	≤0,04	≤0,035–0,04	інше

Швидкокорізальні сталі належать до КАРБІДНОГО (ледебуритного) класу. У стані поставки фазовий склад сталі являє собою легований ферит і карбіди. Для зниження твердості і поліпшення оброблюваності різанням сталь піддають відпалу при температурі 840...860 °С. Структура відпалених сталей складається з сорбітоподібного перліту, вторинних і більших за розміром первинних карбідів.

Для забезпечення високих різальних властивостей необхідно провести гартування і триразовий відпуск. Щоб уникнути появи тріщин під час гартування заготовки нагрівають повільно при 450 і 850 °С, застосовуючи соляні ванни для зменшення окислення і знеуглецьовування. Температура гартування – 1230...1260 °С (додаток А). Для зменшення деформації інструменту застосовуємо ступінчасте гартування з витримкою в соляній ванні при 500...550 °С.

Після гартування сталь не отримує максимальну твердість (HRC 60...62), оскільки в структурі крім мартенситу і первинних карбідів присутній залишковий аустеніт – 30...40%. Залишковий аустеніт перетворюють в мартенсит при відпуску (550...570 °С) або обробці холодом. Проведення триразового відпуску забезпечує підвищення твердості до HRC 65...69.

Таким чином, застосування обраної сталі забезпечить збереження мартенситної структури і твердості при нагріванні ріжучої кромки до 620...635°С, підвищення допустимої швидкості різання в 2...4 рази і стійкості інструменту до переточування в 10...30 разів порівняно зі звичайними легованими інструментальними сталями.

## Завдання для вирішення

**Завдання 1–20.** Вибрати матеріал для виготовлення зазначеного інструменту. Рекомендувати термічну і хіміко-термічну обробку, що забезпечує задані властивості. Навести хімічний склад обраного матеріалу, а також мікроструктуру в готовому виробі.

1. Штангенциркуль.
2. Шаблон для розмічування.
3. Вимірювальна лінійка.
4. Протяжка (рис. 2.3) для обробки низьковуглецевих сталей.
5. Протяжка для обробки корозійностійких сталей аустенітного класу.
6. Ручний мітчик (рис. 2.4), що не відчуває значного нагрівання ріжучої кромки.
7. Машинний мітчик, що працює в умовах значного нагрівання ріжучої кромки.
8. Ножиці для різання металу.
9. Долото (рис. 2.5, а)
10. Молоток.
11. Бритвені ножі.
12. Хірургічний скальпель.
13. Торцева фреза (рис. 2.6) для обробки низьковуглецевих сталей.
14. Торцева фреза для обробки жароміцних сталей аустенітного класу.
15. Торцева фреза для обробки чавуну.
16. Матриця штампа для пресування нержавіючих і жаростійких сталей (за умови розігріву  $\leq 650$  °С).
17. Великий молотовий штамп (рис. 2.7).
18. Штамп для холодного карбування латуні.
19. Прес-форма для лиття під тиском мідних сплавів.
20. Прес-форма для лиття під тиском магнієвих сплавів.
21. Напилік.
22. Прохідний різець для обробки вуглецевих сталей з високою швидкістю (понад 100 м/с).
23. Прохідний різець для обробки корозійностійких сталей.
24. Прохідний різець для обробки чавуну.
25. Плашка (рис. 2.8).
26. Пуансон вирубного штампа для холодного листового штампування.
27. Свердло для обробки жароміцних сталей.
28. Розгортка (рис. 2.9) для обробки корозійностійких сталей.
29. Зубило (рис. 2.5, б).
30. Зенкер для обробки жароміцних сталей.

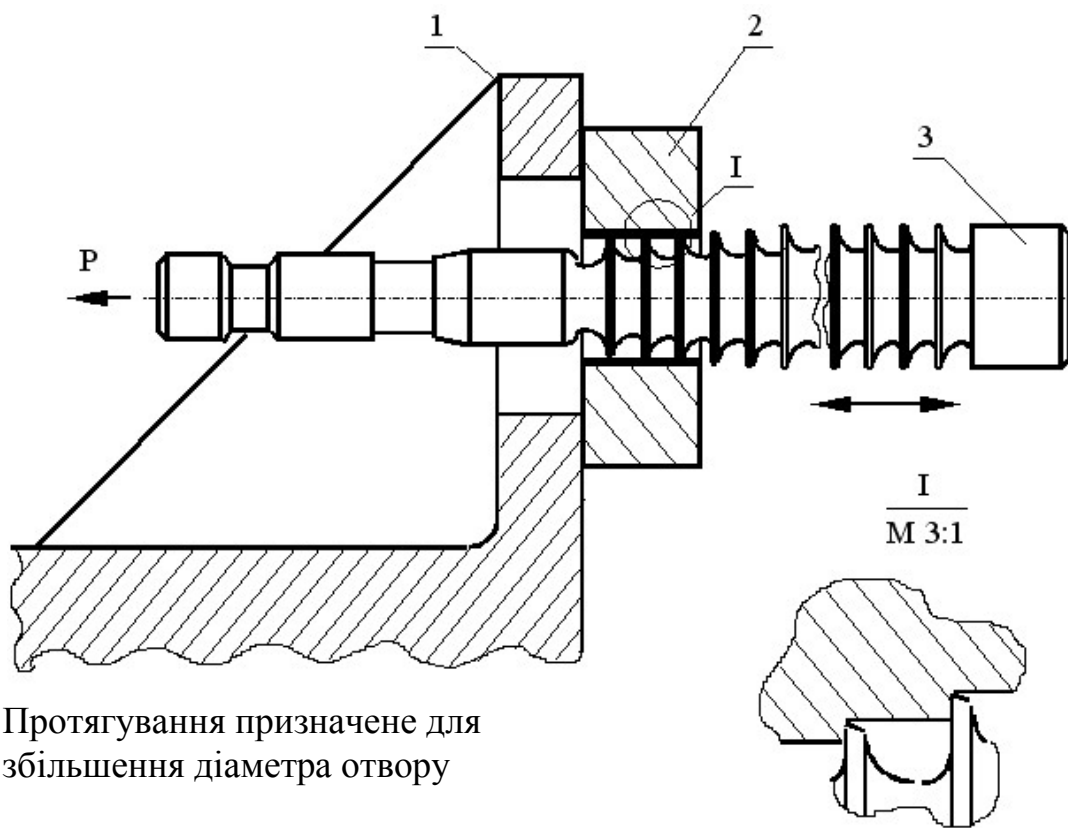


Рисунок 2.3 – Схема протягування отвору: 1 – кронштейн станка; 2 – заготовка; 3 – протяжка

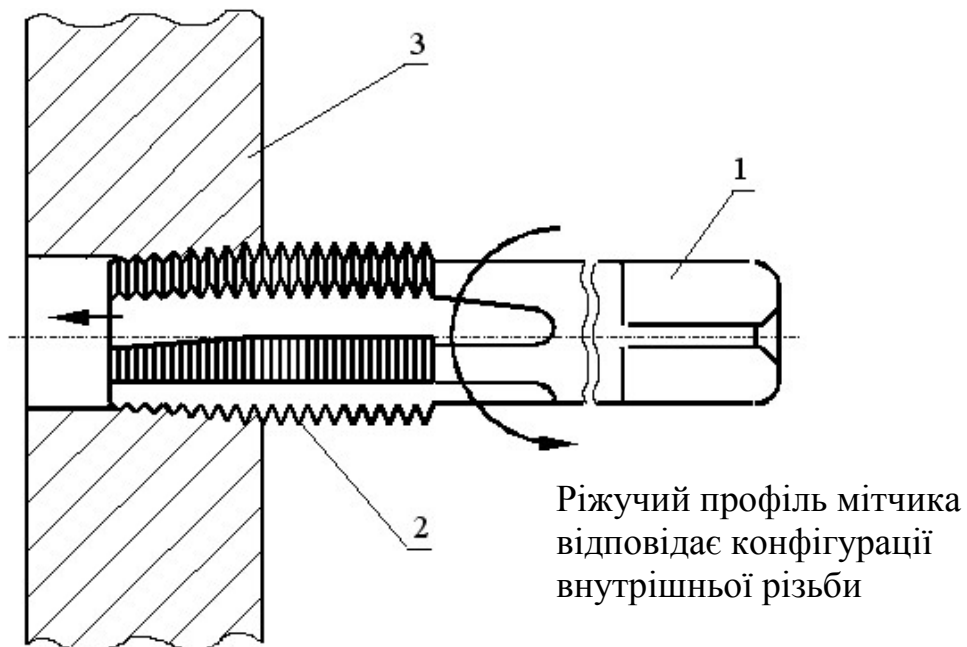


Рисунок 2.4 – Нарізання різьби мітчиком: 1 – мітчик; 2 – ріжучий профіль; 3 – оброблювана деталь

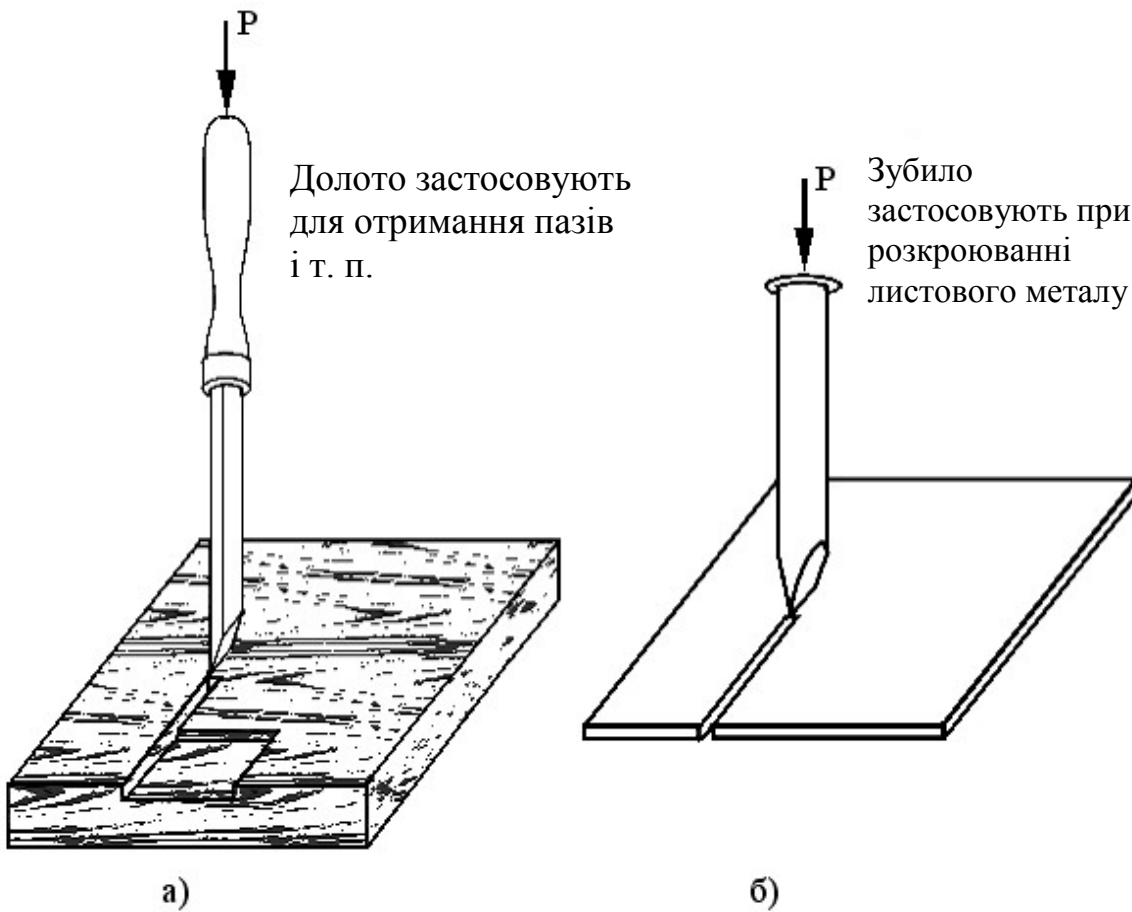


Рисунок 2.5 – Інструмент, що працює в умовах ударних навантажень:  
а) долото і б) зубило

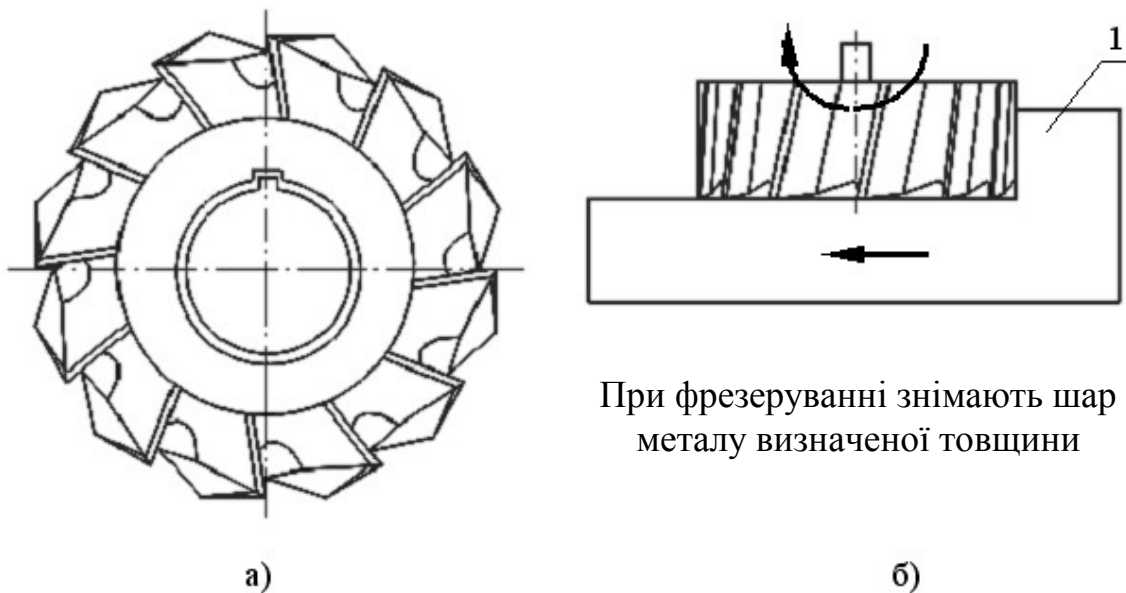


Рисунок 2.6 – Торцева фреза (а) і обробка плоскої заготовки (б):  
1 – оброблювана заготовка



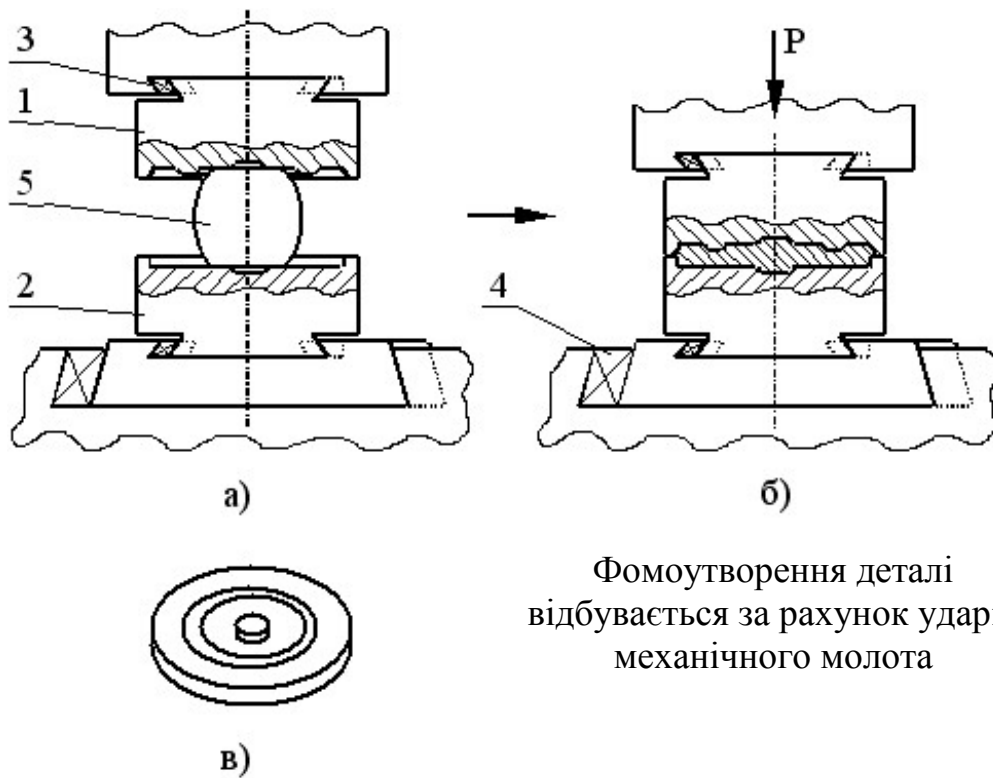


Рисунок 2.7 – Молотовий штамп до (а) і після (б) робочого ходу,  
а також кування (в): 1 – верхній штамп; 2 – нижній штамп;  
3, 4 – клини; 5 – заготовка

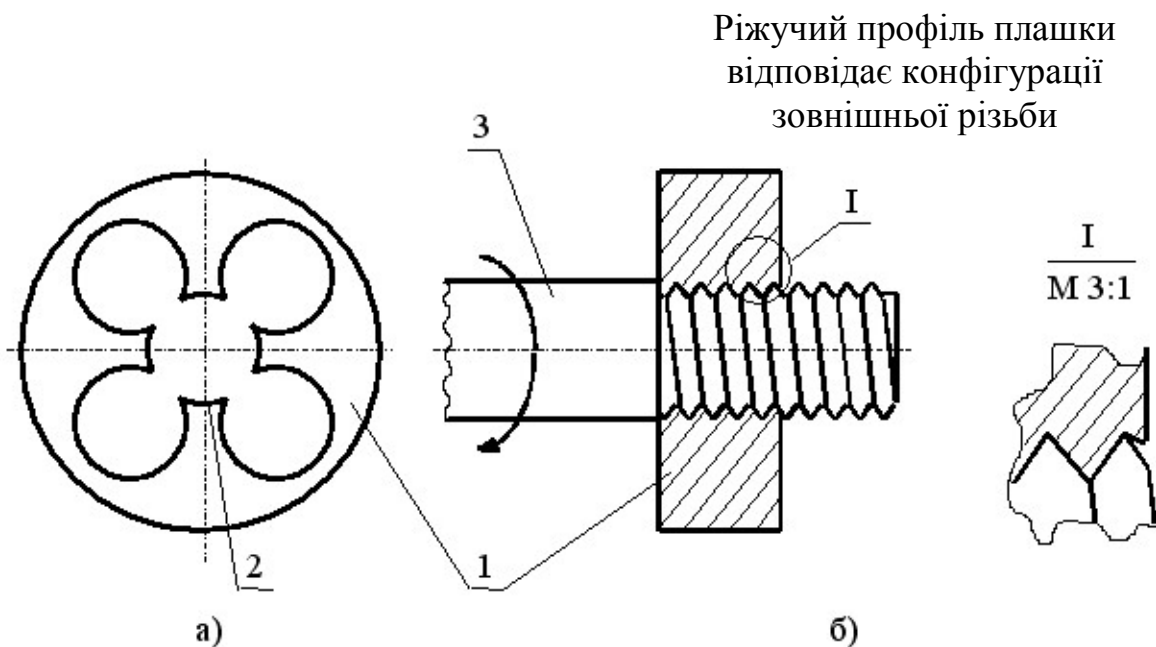


Рисунок 2.8 – Нарізання різьби (б) плашкою (а) на стрижні (3):  
1 – плашка; 2 – ріжучий профіль

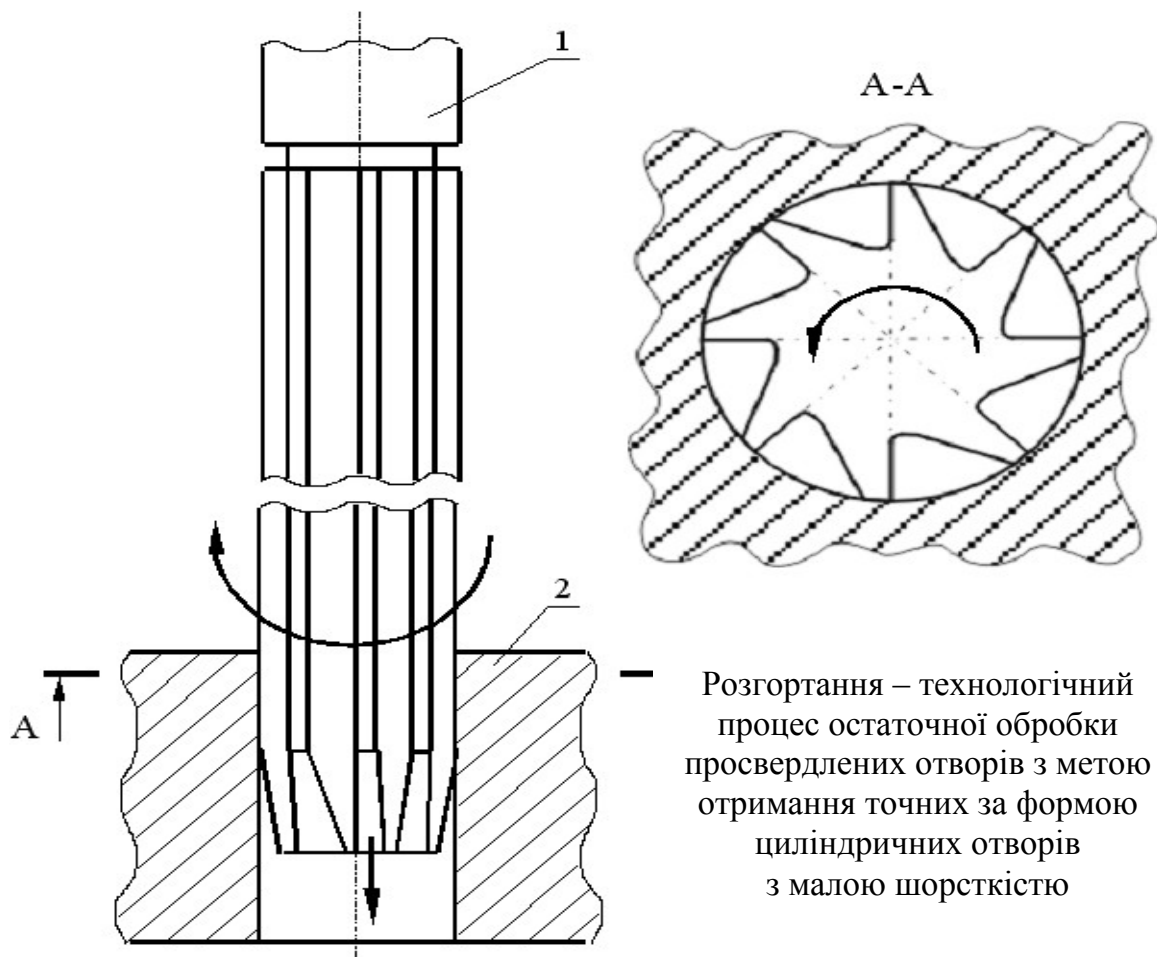


Рисунок 2.9 – Розгортання отворів: 1 – розгортка;  
2 – оброблювана деталь

## Практична робота № 3

### ВИБІР КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ

*Мета роботи:* навчитися вибирати матеріали для виготовлення металоконструкцій, які працюють в умовах впливу вологої атмосфери, агресивних середовищ харчових, хімічних виробництв і т. п.

#### 1. Види корозійностійких матеріалів

Корозійностійкі матеріали поділяються на дві основні групи: металеві сплави і неметалеві матеріали.

Серед корозійностійких металевих сплавів найбільше застосування знаходять атмосферо-корозійностійкі сталі і корозійностійкі сталі, що застосовуються для виготовлення обладнання, яке працює в контакті з агресивними середовищами в хімічній промисловості та інших галузях техніки.

Найбільш важливими технічними корозійностійкими сталями є хромисті і хромонікелеві сталі. Корозійну стійкість сталей і сплавів зазвичай оцінюють за десятибальною шкалою.

Атмосферо-корозійностійкі сталі (АКС). До таких сталей відносять низьколеговані сталі, що містять мідь, фосфор, хром, іноді миш'як (10ХНДП, 15ХСНД, 10ХДП, 10ХСНД та ін.). Товщина металоконструкцій з АКС за 20–30 років роботи стає в 2–3 рази тоншою, ніж товщина конструкцій зі звичайних вуглецевої і низьколегованої сталей.

Більш висока стійкість на першому періоді роботи досягається утворенням поверхневих плівок, що містять оксиди хрому і фосфіди, а при тривалих термінах – накопиченням на поверхні благородного металу – міді.

Для АКС характерна хороша адгезія лакофарбових покриттів, що, в свою чергу, подовжує в 1,5–2,0 рази терміни служби штучних покриттів. Застосування сталей 10ХДП і 10ХНДП без забарвлення рекомендовано в несучих і огорожувальних металевих конструкціях, що експлуатуються на відкритому повітрі в сільській та промисловій атмосфері слабкої агресивності. Сталь 10ХНДП рекомендується застосовувати також в окрашених конструкціях, що експлуатуються в закритих приміщеннях з постійною підвищеною вологістю, а також в сильно- та середньоагресивній атмосфері.

#### 2. Корозійностійкі сталі

##### 2.1. Протикорозійне легування сталі

Корозійностійкі (нержавіючі) сталі відрізняються стійкістю до електрохімічної корозії. Процеси, що розвиваються при електрохімічній корозії, подібні до процесів, що протікають в гальванічному елементі. Швидкість протікання процесу визначається величиною електричного струму, що ви-

никає в корозійному елементі. Корозійний струм можна зменшити різними шляхами і, зокрема, шляхом легування. Сталі легують хромом або хромом разом з нікелем.

Хром має негативний електрохімічний потенціал, але в окислювальних середовищах (волога атмосфера, азотна кислота) переходить в пасивний стан, тобто набуває високу корозійну стійкість за рахунок тонких окисних плівок або плівок адсорбованого кисню, що виникають на поверхні.

При легуванні хромом залізо, а також сталь стають пасивними, набуваючи на повітрі і в окислювальних середовищах позитивне значення електрохімічного потенціалу. При переході в пасивний стан корозійний струм різко знижується; анодне розчинення заліза та сталі припиняється. У нержавіючих сталях є три межі стійкості при легуванні хромом: 12% (стійкість в розведеній  $\text{HNO}_3$  і нейтральних середовищах), 17% (стійкість в гарячій  $\text{HNO}_3$  і вологій атмосфері) і 35,8% (стійкість до загальної та локальної корозії в такому агресивному розчині, як 30%  $\text{FeCl}_3$  і т. п.).

Додаткове легування нікелем дозволяє при певному кількісному співвідношенні з хромом отримувати сталі, які після гартування набувають однофазну аустенітну структуру. Такі хромонікелеві сталі мають більш високу корозійну стійкість, ніж багатофазні хромисті і хромонікелеві сталі. Однофазні сталі мають меншу електрохімічну неоднорідність кородуючої поверхні, що сприяє виникненню меншого корозійного струму, і виявляють трохи більшу корозійну стійкість в умовах, де пасивність не виникає.

## 2.2. Хромисті нержавіючі сталі

Хромисті сталі корозійностійкі у вологій атмосфері і водяній парі, у водопровідній і річковій воді, в добре аерованій морській воді і вологому ґрунті, в азотній та деяких органічних кислотах. Зміст хрому в цих сталях становить 13...18%, рідше 25...30%. Сталі, що містять 13% хрому і  $\leq 0,1\%$  вуглецю, відносять до феритного класу; 0,1...0,2% вуглецю – до мартенситно-феритного; 0,2...0,45% вуглецю – до мартенситного. Більш високохромисті сплави (17...28% хрому) мають знижений вміст вуглецю (0,1...0,15%), їх відносять до феритного класу.

Феритні сталі не зазнають фазових перетворень в твердому стані і не можуть бути піддані термічній обробці. З них виготовляється обладнання азотно-кислотних заводів (ємності, труби).

Сталі мартенситного класу 20X13 та 30X13 використовують як конструкційний корозійно-стійкий матеріал, а тому для отримання високої міцності при задовільній пластичності їх піддають поліпшенню: гартуванню з подальшим високим відпуском при температурі 650–750 °С.

Сталь 40X13 за своїми властивостями близька до інструментальних сталей. Її піддають гартуванню і низькому відпуску при температурі 200–250 °С

для отримання найбільшої твердості і зносостійкості. При відпуску збіднення твердого розчину хромом невелике, а тому корозійна стійкість залишається високою. Ця сталь придатна для виготовлення ріжучого хірургічного та побутового інструменту, а також шарикопідшипників (див. рис. 1.1, а практична робота № 1) і пружин, що працюють в корозійних середовищах.

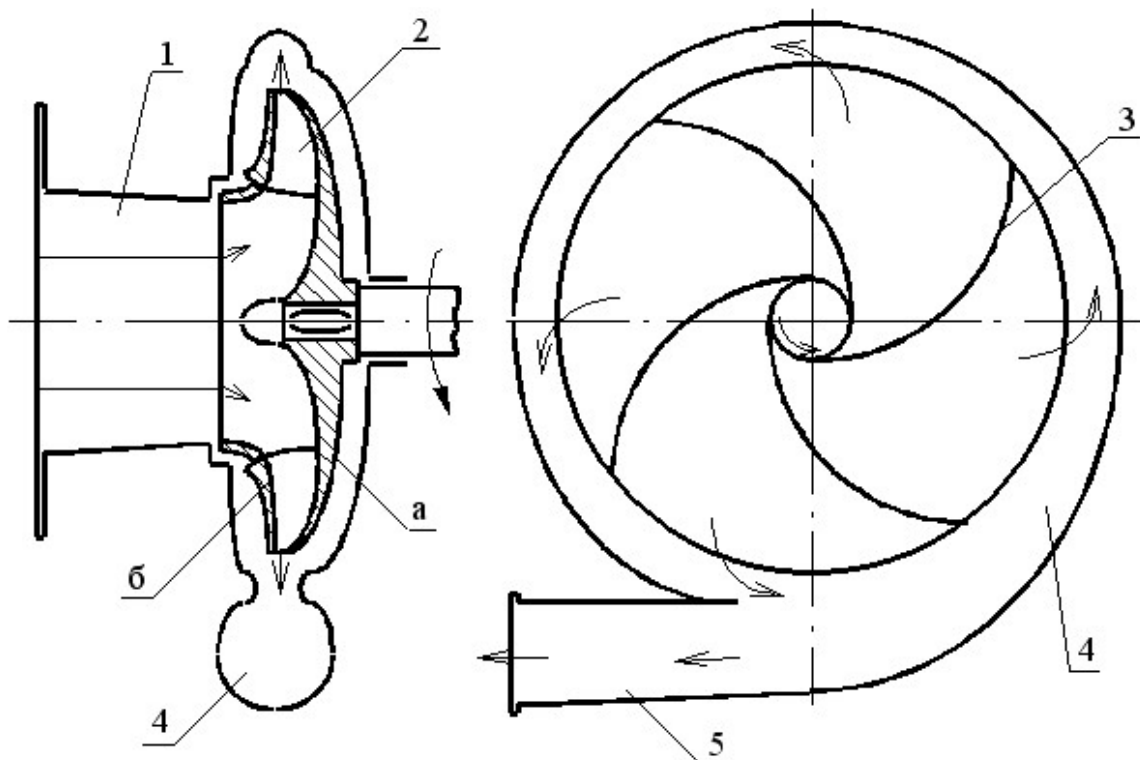


Рисунок 3.1 – Схема відцентрового насоса

З підводу (1) рідина подається на робоче колесо (2), яке складається з ведучого (а) і веденого (б) дисків, між якими розташовані лопатки (3). Під дією відцентрових сил рідина рухається через колесо з центральної його частини до периферії, проходить відведення (4) і дифузор (5) і відводиться до напірного патрубку.

Сталі 12X13 і 20X13 служать хорошим конструкційним матеріалом для роботи при температурах нижче 450 °С і їх використовують для лопатей гідравлічних і парових турбін (рис. 3.1), лопатей компресорів, клапанів гідравлічних пристроїв і арматури крекінг-установок. При невеликих напругах з меншим терміном служби ці сталі використовують при нагріванні до 550 °С. Сталь 30X13 застосовують для деталей машин (вали, болти, шестерні, пружини), що працюють в умовах великих напружень і корозійного середовища при нагріванні до температур не більше 450 °С.

### 2.3. Хромонікелеві нержавіючі сталі

Хромонікелеві сталі в рівноважному і в наклепаному стані та при високих температурах мають більш високі механічні властивості і кислотостійкість, ніж хромисті сталі.

Сталі, що містять 14...21%, частіше 18%, хрому і не менше 9% нікелю, відносять до аустенітного класу. Сталі, до складу яких входить 21...22% хрому і  $\approx 5...6\%$  нікелю, мають аустенітно-феритну структуру. При 14...17% хрому, 5...9% нікелю сталь відносять до аустенітно-мартенситного класу. Для зменшення вмісту дефіцитного нікелю до складу аустенітних сталей вводять марганець і азот.

Аустенітні сталі відрізняються гарною технологічністю щодо обробки тиском і зварювання, що визначило можливість використання їх як конструкційних матеріалів. Погані ливарні властивості і обробка різанням обмежують застосування цих сталей у виливках і виготовлення виробів для обробки різанням.

Термічна обробка аустенітних сталей полягає в гартуванні з температур нагрівання 1000...1050 °С в воду. При нагріванні відбувається розчинення карбідів хрому в аустеніті. Виділення їх з аустеніту при гартуванні унеможлиблюється, оскільки швидкість охолодження велика. Внаслідок цього весь хром зберігається в твердому розчині, що приводить до зростання корозійної стійкості сталі.

Загартована аустенітна сталь набуває підвищену пластичність. Для зміцнення аустенітної сталі проводиться її деформування при нормальних температурах, що викликає ефект наклепу. Межа текучості  $\sigma_T$  при цьому може досягти значень 1000...1200 МПа, межа міцності  $\sigma_B = 1200...1400$  МПа. При нагріванні загартованої сталі аустеніт розпадається з виділенням дрібнодисперсних карбідів хрому. Це не викликає зміцнення хромонікелевих сталей типу 18-10 і 18-9, але знижує корозійну стійкість. Особливо небезпечний нагрів в інтервалі температур 400–800 °С, при якому з аустеніту виділяється надлишок вуглецю у вигляді карбїду  $Cr_{23}C_6$ . Карбїди виділяються переважно на межах аустенітного зерна, в результаті чого межа збіднюється хромом. При суцільному збідненні хромом відбувається утворення сітки карбїдів, електрохімічний потенціал примежових ділянок аустенітного зерна знижується, і при наявності корозійного середовища зерна стають анодами. Корозійне руйнування набуває міжкристалітний характер.

Всі способи боротьби з появою схильності до міжкристалітної корозії спрямовані на запобігання виділення хрому з аустеніту. З цією метою зменшують вміст вуглецю в сталі або вводять сильніший карбїдоутворювальний елемент, який пов'язує весь вуглець в карбїди, а хром залишається в твердому розчині. До таких елементів відносять титан, вміст якого має більш ніж в 5 разів перевищувати вміст вуглецю, а також ніобій.

Для аустенітних сталей, легованих титаном, рекомендується застосування стабілізуючого відпалу. Загартовану сталь піддають тривалому

відпалу при 850 °С, при цьому з аустеніту виділяється карбід титану TiC, а хром залишається в твердому розчині. При повторному нагріванні у таких сталях структурних змін не відбувається і схильність до міжкристалітної корозії не виникає. Сталі 04X18N10, 08X18N10, 08X18N10T і 12X18N10T внаслідок малого вмісту вуглецю і додаткового легування титаном не схильні до міжкристалітної корозії. Такі сталі називаються стабілізованими. Сталі поставляють в загартованому стані. Їх можна використовувати при нагріванні до 600 °С в агресивному середовищі і зварювати.

Сталі 12X18N9 і 17X18N9 схильні до міжкристалітної корозії, тому після гартування їх не можна нагрівати вище 400 °С, зокрема, не можна зварювати. Метал, що прилягає до зварного шва (зона теплового впливу) в процесі зварювання нагрівається до температур вище 400 °С, що призводить до появи схильності до міжкристалітної корозії в цій зоні. Ці сталі поставляються в загартованому, а також наклепаному стані з межею міцності  $\sigma_b = 100 \dots 120 \text{ кгс/мм}^2$  і  $\delta = 10 \dots 20\%$ .

Аустенітні хромонікелеві сталі широко використовують в конструкціях, виготовлених з листової сталі штампуванням і зварюванням (обшивки, оболонки, ємності, трубопроводи тощо) в літакобудуванні, машинобудуванні, приладобудуванні, суднобудуванні, хімічній промисловості та харчовому машинобудуванні.

Аустенітно-феритні сталі використовуються як замітники аустенітних сталей, оскільки, маючи ті ж механічні і досить високі корозійні властивості в окислювальних середовищах, більш технологічні і містять менше дефіцитного нікелю.

Загартування фіксує двофазну структуру аустеніту і фериту. При подальшому старінні відбувається зміцнення сталі за рахунок виділення з аустеніту і фериту проміжних фаз, утворених легувальними елементами (Ni, Al, Ti, Mo і т. д.). Виділення цих фаз не змінює вміст хрому в фериті та аустеніті, а тому корозійна стійкість не погіршується.

Аустенітно-мартенситні сталі використовуються як корозійностійкий високоміцний конструкційний матеріал. Маючи досить високі корозійні властивості в окислювальних середовищах, вони значно міцніші корозійностійких сталей аустенітного класу.

Загартування фіксує двофазну структуру аустеніту і мартенситу. При подальшій обробці холодом частина цього аустеніту перетворюється в мартенсит, що викликає зміцнення. Штучне старіння (450...500 °С) додатково зміцнює сталь за рахунок виділення проміжних фаз (наприклад, Ni<sub>3</sub>Al в сталі 10X15N9Ю) з мартенситу, не змінюючи високий вміст хрому в цих фазах. Обробка тиском приводить до більш повного перетворення аустеніту в мартенсит і збільшує ефект зміцнення при старінні.

Недоліком сталей мартенситно-аустенітного класу, наприклад сталі 09X15N8Ю, слід вважати складність термічної обробки.

### 3. Неметалеві корозійностійкі матеріали

Полімерні матеріали проявляють більшу стійкість в багатьох агресивних середовищах порівняно з корозійностійкими сталями. Полімери широко використовуються в хімічному машинобудуванні як конструкційний матеріал, а також у вигляді покриттів на низьковуглецевих сталях 10, Ст3, 16ГС та ін., технологічних при обробці тиском і зварюванням.

#### Приклад розв'язання

##### *Початкові дані*

Вибрати матеріал для зберігання і перевезення 50-відсоткової азотної кислоти при температурі навколишнього середовища. Рекомендувати режим термічної обробки, що забезпечує високу стійкість до корозії; показати мікроструктуру і механічні властивості, а також хімічний склад матеріалу в готовому виробі.

##### *Розв'язання*

У корозійному середовищі зазначеного складу досить стійкими (бал 3, швидкість корозії 5-10 мкм/рік) є аустенітні хромонікелеві сталі 08X18H10T і 08X17H13M2T. З цих двох сталей дешевшою є сталь 08X18H10T (вона містить менше дефіцитного нікелю і не містить молібдену). Її хімічний склад наведено в табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад сталі 08X18H10T

Хімічний елемент	C	Cr	Ni	Ti	S	P	Fe
Вміст, %	≤0,08	17-18	9-11	0,6	≤0,025	≤0,025	інше

Для отримання однорідної аустенітної структури, яка має найбільш високу корозійну стійкість, сталь піддають гартуванню при 1050...1100 °С в воду або на повітрі. Після цього сталь має досить високі механічні властивості:  $\sigma_B = 520$  МПа,  $\delta = 40\%$ .

Обрана сталь поставляється у вигляді холоднокатаного листа. Вона добре штампується, що важливо при виготовленні цистерн. У процесі пластичної деформації відбувається часткове мартенситне перетворення аустеніту, що супроводжується триразовим підвищенням межі міцності. Після штампування цистерна зварюється. Сталь 08X18H10T є стабілізованою, тобто містить понижену кількість вуглецю і додатковий карбідоутворювальний елемент – титан, тому її нагрівання не викликає виділення хрому з аустеніту, що знижує його корозійну стійкість. Відповідно, зварювання цієї сталі не підвищує схильність до міжкристалітної корозії.

#### Завдання для розв'язання

**Завдання 1–30.** Вибрати матеріал, що має задану стійкість в зазначеному корозійному середовищі. Рекомендувати термічну та хіміко-термічну



обробки, що забезпечують задані властивості. Навести хімічний склад обраного матеріалу, а також мікроструктуру в готовому виробі.

У разі вибору полімерного матеріалу необхідно навести структурну формулу мономера, спосіб отримання і властивості.

1. Газопровід, що експлуатується в малонаселених районах.
2. Великопрогонове покриття ангара, яке експлуатується на відкритому повітрі в сільській місцевості.
3. Елементи зовнішніх конструкцій нафтохімічного підприємства в умовах забрудненої сильноагресивної атмосфери.
4. Дуже стійкий матеріал для трубопроводу подачі концентрованої сірчаної кислоти (98%, 20 °C).
5. Стійкий матеріал для виготовлення відцентрових насосів (рис. 3.1), що перекачують розбавлену азотну кислоту (10%, 85 °C).
6. Дуже стійкий матеріал для резервуарів зберігання розбавленої сірчаної кислоти (60%, 20 °C).
7. Клапани гідравлічних пристроїв ГЕС.
8. Матеріал для хімічної апаратури, стійкий в суміші кислот: 3%  $\text{HNO}_3$  + 30%  $\text{H}_2\text{SO}_4$  при 50 °C.
9. Арматура крекінг-установок виробництва високооктанового бензину.
10. Стійкий матеріал для трубопроводу подачі розведеної соляної кислоти (5%, 20 °C).
11. Стійкий матеріал для вузлів апаратів виробництва оцтової кислоти (100%, 90 °C).
12. Матеріал для хімічної апаратури, стійкий в суміші кислот: 25%  $\text{HNO}_3$  + 75%  $\text{H}_2\text{SO}_4$  при 60 °C.
13. Стійкий матеріал для трубопроводів подачі киплячій фосфорної кислоти (85%).
14. Абсолютно стійкий матеріал для цистерн перевезення оцтової кислоти (80%, 20 °C).
15. Дуже стійкий матеріал для вузлів апаратів виробництва фосфорної кислоти (50%, температура кипіння).
16. Матеріал для хімічної апаратури, стійкий в розведеній щавлевій кислоті (5%, 85 °C).
17. Дуже стійкий матеріал для резервуарів, призначений для зберігання розчину гідроксиду калію (50%, 20 °C).
18. Стійкий матеріал для виготовлення відцентрових насосів, що перекачують розбавлену щавлеву кислоту (10%, 20 °C).
19. Стійкий матеріал для виготовлення теплообмінників, що працюють в контакт з киплячим розчином гідроксиду натрію (50%).
20. Дуже стійкий матеріал для вузлів апаратів виробництва гідроксиду натрію (20%, 50 °C).
21. Арматура установок каталітичного крекінгу для виробництва дизельного палива.

22. Стійкий матеріал для виготовлення теплообмінників, що працюють в контакт з розчином натрієвого лугу (60%, 90 °C).
23. Цистерна для перевезення вина.
24. Стійкий матеріал для резервуарів, призначених для збереження розчину фтористо-водневої кислоти (40%, 20 °C).
25. Насоси, що використовуються в виноробній промисловості.
26. Стійкий матеріал для трубопроводів подачі розведеної соляної кислоти (20%, 20 °C).
27. Матеріал резервуарів для збереження коньячного спирту, що не відрізняється крихкістю.
28. Технологічне оснащення, використовуване у виробництві м'ясних консервів.
29. Стійкий матеріал для трубопроводів подачі розведеної сірчаної кислоти (40%, 20 C).
30. Ковші для розливання вина.

## Практична робота № 4

### ВИБІР СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

*Мета роботи:* навчитися вибирати матеріали для деталей машин і металоконструкцій, що експлуатуються в умовах низьких кліматичних температур, а також наднизьких температур криогенної техніки.

#### 1. Вплив низьких температур на властивості металів

При охолодженні металів відбувається підвищення межі міцності, твердості і зниження показників пластичності та ударної в'язкості, що підвищує небезпеку крихкого руйнування.

Поріг холодноламкості – температура, нижче якої відбувається стрибкоподібне зниження ударної в'язкості.

Проблема крихкого руйнування актуальна для матеріалів, що працюють в умовах Крайньої Півночі, а також для металів і сплавів, використовуваних в техніці наднизьких (криогенних) температур.

#### 2. Сталі для виробів, що працюють за низьких кліматичних температур

З машинами та металоконструкціями, які працюють в умовах Півночі, відбувається особливо велика кількість аварій. Руйнування деталей в умовах Півночі, а також взимку в Середній смузі відбувається тому, що звичайні сталі мають недостатньо низький температурний поріг холодноламкості. Тому для виробів, які працюють в зазначених умовах, необхідне застосування легованих сталей зі зниженим значенням порога холодноламкості. Особливо сильно знижені температурні пороги холодноламкості в нікелевмісних сталях. Ефективними металами для роботи в умовах Півночі є низьколеговані маловуглецеві сталі, які мають гарну зварюваність і тому придатні для виготовлення зварних металоконструкцій. У будівельних металоконструкціях найбільший ефект досягається при використанні термомеханічно зміцненого прокату. Для забезпечення високого комплексу механічних властивостей деталей машин раціонально застосування маловуглецевих сталей, легованих елементами, що сприяють дисперсійному зміцненню і утворенню дрібнозернистої структури після термічної обробки (гартування і низького відпуску).

### 3. Кріогенні сталі та сплави

#### 3.1. Загальні відомості

Кріогенна техніка за функціональним призначенням пов'язана з отриманням зріджених газів (кисню, азоту, водню, гелію, інертних газів, а також природних на основі органічних сполук), їх транспортуванням і зберіганням в зрідженому стані або використанням як робочих тіл.

У кріогенній техніці широко використовуються сталі різних класів, сплави на основі алюмінію, міді, рідше титану.

#### 3.2. Кріогенні сталі

Аустенітні сталі 08X18H9T, 12X18H9T, 12X18H10T, 08X18H10T і 03X18H11 (діапазон робочих температур – 269...800 °С) використовують для створення виробів методами гарячої і холодної пластичної деформації із застосуванням різних видів зварювання та паяння, причому термічна обробка зварних і паяних з'єднань не обов'язкова.

Сталь 12X18H9T використовується для виготовлення елементів, які чутливі до пружності і працюють при кріогенних температурах (пружини, мембрани, сильфони (рис. 4.1) і т. п.). Сильфон – симетрична трубчаста гофрована оболонка, здатна здійснювати переміщення під дією тиску, що дозволяє його застосовувати як чутливий елемент в манометрах, пневматичній регулювальній апаратурі і т. п. Ця сталь добре шліфується і полірується, однак зварні і паяні з'єднання з цієї сталі майже завжди вимагають термічної обробки, щоб уникнути зниження пластичності і крихкості при кріогенних температурах.

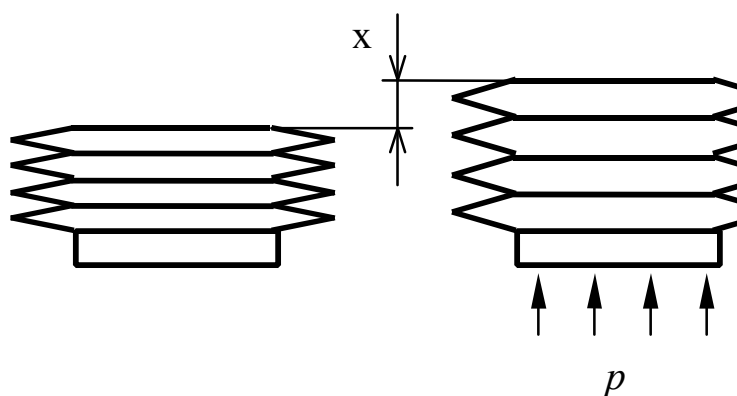


Рисунок 4.1 – Сильфон

Оптимальні властивості при кріогенних температурах наведених вище сталей типу 18–10 забезпечує гартування при 1100 °С в воду.

Сталь 07X21H5AГ7 (робочий діапазон – 253...400 °С) технологічна при холодній і гарячій обробці тиском, а також при зварюванні і паянні.

Після гартування при 1000...1050 °С сталь має аустенітну структуру з 5...15% δ-фериту. При нагріванні до 600...800 °С в аустеніті, переважно по межах зерен, виділяється карбідна фаза типу Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Присутність карбідної сітки негативно впливає на ударну в'язкість, особливо при низьких температурах. У зв'язку з цим вироби, які піддавалися нагріванню в інтервалі температур 600...800 °С, мають піддаватися термічній обробці, що складається з гартування при 1000...1050 °С в воду.

Сталь 03X20H16AG6 (діапазон робочих температур – 269...600 °С) призначена для виготовлення великогабаритних зварних ємностей і резервуарів. Її хімічний склад, %: C ≤ 0,025; Si ≤ 0,6; Mn – 6...7,5; Cr – 20...25; Ni – 15...16,5; N – 0,15...0,28; S ≤ 0,02; P ≤ 0,025.

Найбільш високу ударну в'язкість при криогенних температурах забезпечує гартування при 1000 °С в воду.

Для сталі 03X20H16AG6 характерна стабільно аустенітна структура в усьому діапазоні температур: від нагрівання під гарячу пластичну обробку до температури зрідженого гелію (-269 °С).

Єдиною фазовою реакцією, що протікає в сталі, є виділення карбідної та нітридних фаз (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> і CrN) при нагріванні в інтервалі 600...850 °С. Це призводить до зниження ударної в'язкості при криогенних температурах.

Короткочасний нагрів при зварюванні не може спричинити виділення надлишкових фаз.

Аустенітно-мартенситна сталь 07X16H6 (діапазон робочих температур 253...400 °С) застосовується для виготовлення навантажених деталей. Після нагріву до 1000 °С і охолодження у воді або на повітрі структура сталі складається з 10...50% мартенситу (інше – аустеніт). Охолодження попередньо нормалізованої або загартованої сталі до -70 °С протягом 2 годин підвищує вміст мартенситної складової до 70...80%. Остаточна операція циклу термічної обробки – низький відпустк при 250 °С протягом 1 години з наступним охолодженням на повітрі.

Нагрівання сталі 07X16H6 (600...800 °С) при зварюванні викликає виділення карбідів Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, тому зварні вироби вимагають проведення термічної обробки.

Сплав 36НХ (робочий діапазон ≥ -253 °С) застосовується в зварних конструкціях. Хімічний склад сплаву такий, %: C ≤ 0,05; Si ≤ 0,3; Mn ≤ 0,3...0,6; Ni – 35,0...37,0; Cr – 0,4...0,6; Cu – 0,25; S – 0,02; Fe – інше.

Після гартування при 950 °С в воду сплав має стабільну структуру γ-твердих розчинів, стійку проти мартенситного перетворення.

Зварні з'єднання не вимагають термічної обробки.

### 3.3. Алюміній і його сплави

У металоконструкціях криогенної техніки частка алюмінію і його сплавів становить приблизно 30% загального обсягу використовуваного металу.

Для алюмінію характерна відсутність порога холодноламкості, збереження високої пластичності зі зниженням температури (а іноді навіть її підвищення), мала залежність міцності від температури нижче нуля, корозійна стійкість на повітрі і в окисних середовищах. За теплопровідністю алюміній в 3,14 раза перевершує залізо. Ці властивості алюмінію тією чи іншою мірою успадковуються його сплавами; це і виправдовує їх широке використання в криогенній техніці.

Термічна обробка технічного алюмінію полягає у відпалі при 350...400°C з охолодженням на повітрі.

Технічний алюміній технологічний при холодній і гарячій обробці тиском. Його використовують у всьому діапазоні температур нижче 150 °C для труб теплообмінних апаратів й інших малонавантажених деталей і вузлів. Термічна обробка зварних з'єднань не вимагається.

### 3.4. Мідь і її сплави

Мідь і її сплави є матеріалами, які одними з перших стали застосовуватися в криогенній техніці. Для міді характерна висока пластичність і в'язкість до температур, близьких до абсолютного нуля; при випробуваннях при криогенних температурах мідь не відчуває ознак крихкого руйнування. За теплопровідністю мідь в 5,74 раза перевершує залізо. Технічна мідь М1, М2, М3 застосовується для виготовлення металовиробів криогенної техніки, що працюють при температурах від абсолютного нуля до 250°C.

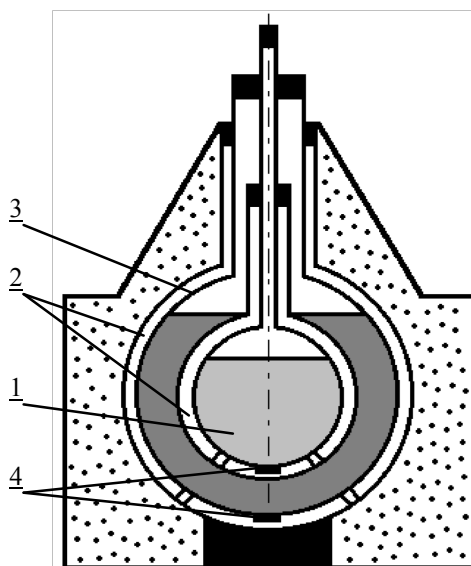


Рисунок 4.2 –Посудина Дьюара

Листову мідь використовують для внутрішніх ємностей і екранів посудин Дьюара (рис. 4.2), призначених для зберігання зріджених газів (1). Це

кілька скляних ємностей із вакуумними проміжками (2) між ними. Внутрішня стінка (3) зовнішньої посудини має блискучу внутрішню поверхню, тобто є екраном, який перешкоджає поглинанню тепла. У вакуумі між посудинами розміщується активоване вугілля (4), яке вловлює залишковий газ.

Технічна мідь застосовується у відпаленому (м'якому) стані (температура відпалу становить 500...700 °С).

Основний вид з'єднань – паяння, оскільки зварювання міді пов'язане з певними труднощами.

### Приклад розв'язання

Вибрати матеріал резервуара для зберігання і перевезення зрідженого азоту. Привести хімічний склад матеріалу, режим термічної обробки, що забезпечує працездатність матеріалу при криогенних температурах, а також механічні властивості при нормальній і робочій температурах і мікроструктуру.

#### Розв'язання

Температура конденсації азоту становить -196 °С, що входить в діапазон робочих температур всіх сталей, які використовуються в криогенній техніці. Найбільш дешевою є сталь 0Н9, оскільки вона містить найменшу кількість легувальних елементів.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад сталі 0Н9

Хімічний елемент	C	Ni	Mn	Si	S	P	Fe
Вміст, %	≤ 0,10	8.5–10	0.3–0.6	0.15–0.35	≤ 0,15	≤ 0,02	інше

Для елементів оболонки резервуара найбільш раціональною є термічна обробка, що складається з подвійної нормалізації при 900 і 790 °С і старіння при 550...600 °С.

Після першої нормалізації сталь має структуру мартенситу з 10...15% залишкового аустеніту, після другої нормалізації кількість залишкового аустеніту зменшується до кількох відсотків. Старіння викликає зміцнення сталі за рахунок виділення з мартенситу проміжних фаз. Таким чином, в готовому виробі сталь буде мати структуру мартенситу, зміцненого проміжними фазами, і аустеніту (в кількості декількох відсотків).

До переваг сталі 0Н9 відносять також відсутність термічної обробки зварних з'єднань.

Після остаточної термічної обробки сталь 0Н9 матиме такі механічні властивості:

- при 20 °С:  $\sigma_B = 720$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 520$  МПа,  $\delta = 28\%$ ,  $\psi = 82\%$ ,  $KCU = 2,53$  МДж м<sup>2</sup>;

- при -196 °С:  $\sigma_B = 1100$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 820$  МПа,  $\delta = 26\%$ ,  $\psi = 65\%$ ,  $KCU = 1,29$  МДж м<sup>2</sup>.

Обрана сталь 0Н9 зберігає при робочій температурі досить високу ударну в'язкість, є відносно дешевою і технологічною щодо обробки тиском і зварювання.

### Завдання для розв'язання

**Завдання 1–4.** Вибрати матеріал, не схильний до крихкого руйнування в області робочих температур. Вказати режим термічної обробки, а також механічні властивості при нормальній і робочій температурах. Вказати хімічний склад обраного матеріалу і мікроструктуру в готовому виробі.

1. Конструктивні елементи технічних об'єктів, що експлуатуються в умовах низьких кліматичних температур (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Конструктивні елементи технічних об'єктів, що експлуатуються в умовах низьких кліматичних температур

Найменування елемента конструкції	Температура експлуатації		
	$\frac{-50^*}{-68}$	$\frac{-44}{-64}$	$\frac{-38}{-60}$
Корпусні деталі автомобіля	1	5	4
Опори лінії електропередачі	8	2	9
Металоконструкції телебашти	6	7	3

\* У чисельнику – середньомісячна січнева температура, в знаменнику – мінімальна зареєстрована температура, °С.

2. Конструктивні елементи повітророзподільних установок, що експлуатуються при температурах  $\sim -200$  °С (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Конструктивні елементи повітророзподільних установок, що експлуатуються при температурах  $\sim -200$  °С

Варіант	1	2	3
Конструктивний елемент	Обичайки та фланці теплообмінників	Кріпильні деталі	Пружини

3. Внутрішні ємності та екрани посудини Дьюара.

4. Об'єкти криогенної техніки, що працюють в контактi зі скрапленими газами (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Позначення скрапленого газу

Об'єкт криогенної техніки	Позначення зрідженого газу							
	N <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	Ne	F <sub>2</sub>	He	Ar	H <sub>2</sub>
	Варіант завдання							
Резервуар для зберігання та перевезення	1	4	7	10	13	16	19	22
Трубопровід	23	2	5	8	11	14	14	20
Кріпильні деталі	21	24	3	6	9	12	15	18



## Практична робота № 5

### ЗАСТОСУВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

**Мета роботи:** вивчення властивостей міді, алюмінію, магнію, титану та їх сплавів; отримання навичок раціонального застосування кольорових металів і сплавів на їх основі для виготовлення деталей машин.

#### 1. Особливості застосування кольорових металів та їх сплавів

Багато кольорових металів вигідно відрізняються від заліза окремими властивостями. Так, мідь значно перевершує залізо за тепло- і електропровідністю, титан – за питомою міцністю, а алюміній і магній мають значно меншу щільність. У той же час вартість кольорових металів істотно перевищує номінальну вартість заліза (міді та алюмінію приблизно в 4 рази).

Користь від застосування кольорових металів та їх сплавів можна забезпечити при максимальному використанні їх особливих властивостей з урахуванням вартості.

#### 2. Мідь і її сплави

**Мідь** має ГЦК ґратку з періодом  $a = 3608 \text{ \AA}$ , алотропічних перетворень не відбувається.

Залежно від складу розрізняють такі марки технічної міді: МГО (99,99% Cu), МО (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu), М2 (99,7% Cu), М3 (99,5% Cu) і М4 (99,0% Cu).

За тепло- і електропровідністю мідь в 5,88 рази перевищує залізо, тому широко застосовується для виготовлення провідників електричного струму, анодів, кабелів, шин в електро-, електровакуумній і електронній техніці, а також для різних теплообмінників, нагрівачів, холодильників, радіаторів. Механічні властивості технічної міді відносно невисокі.

**Латунь** – сплав міді з цинком. Якщо вміст цинку не перевищує 30%, латунь складається з  $\alpha$ -фази (твердий розчин цинку в міді) і є однофазною. При вмісті цинку більше 30% в структурі латуні крім  $\alpha$ -фази з'являється  $\beta$ -фаза (електронне з'єднання CuZn) і латунь стає двофазною.

Однофазні латуні відрізняються хорошою пластичністю і застосовуються у вигляді холоднокатаних напівфабрикатів: смуг, стрічок, дроту, листів, з яких виготовляють сильфони (див. рис. 4.1 практична робота № 4), шайби, втулки, трубопроводи, ущільнювальні кільця, снарядні гільзи та ін.

Пластичність двофазних латуней нижча, тому для них застосовують гарячу обробку тиском. Отримані напівфабрикати (листи, прутки, труби) використовують для виготовлення втулок, гайок, трійників, штуцерів, струмопровідних деталей електроустаткування й ін.

Для підвищення механічних властивостей і корозійної стійкості в латунь додають алюміній та нікель, для підвищення зварюваності і пластичності – кремній і т. п.

**Бронзою** називаються сплави міді, де цинк не є головним легувальним елементом.

**Олов'яні бронзи** поділяються на такі, що деформуються, і ливарні.

**Ливарні олов'яні бронзи** мають високу корозійну стійкість в атмосферних умовах, прісній і морській воді. Вони широко застосовуються у паропровідній арматурі, що працює під тиском. Низький коефіцієнт тертя, хороша зносостійкість при роботі в парі зі сталлю в поєднанні з високою теплопровідністю і хорошими механічними властивостями дозволяє використовувати ці бронзи для виготовлення вінців черв'ячних коліс в високошвидкісних черв'ячних передачах, а також для підшипників ковзання відповідального призначення.

**Олов'яні бронзи, що деформуються**, відрізняються високими пружними властивостями і опором втоми поряд з гарною корозійною стійкістю і антифрикційністю. Їх використовують для виготовлення пружних деталей в точній механіці, загалом і в хімічному машинобудуванні, електротехніці та ін.

Широке застосування олов'яних бронз стримує їх висока вартість.

**Алюмінієві бронзи** більш стійкі, ніж олов'яні, в органічних кислотах, соляній кислоті, морській воді. Вони мають високі механічні і добрі антифрикційні властивості і використовуються як більш дешевий заміник олов'яних бронз.

**Берилієві бронзи** відрізняються надзвичайно високими межами пружності та міцності, також корозійною стійкістю. Вони здатні працювати при температурах до 310...340 °С. Їх застосовують для виготовлення деталей особливо відповідального призначення: плоских пружин, пружних контактів, шестерень, підшипників, що працюють при високих швидкостях, високому тиску і підвищених температурах, інструменту, що не дає іскор.

**Крем'янисті бронзи** використовують замість більш дорогих олов'яних бронз при виготовленні антифрикційних деталей, а також для заміни берилієвих бронз при виробництві пружин, мембран та інших деталей приладів і радіоустаткування, що працюють в прісній і морській воді.

### 3. Алюміній і його сплави

**Алюміній** має ГЦК гратку з періодом  $a=4,041$  А, алотропічних перетворень не відчуває.

Постійні домішки алюмінію – Fe, Si, Cu, Zn, Ti. Залежно від змісту домішок алюміній набуває особливої чистоти А999 (0,001% домішок), високої чистоти А995, А99, А97, А95 (0,005 ... 0,5% домішок) і технічної чистоти (АТ). Технічний алюміній, що випускається у вигляді деформованого напівфабрикату (листи, профілі, прутки і т. д.) маркується АД0 і АД1.

Алюміній легко окислюється на повітрі, утворюючи на поверхні щільну плівку оксиду  $Al_2O_3$ , яка захищає його від подальшої корозії. Алюміній високої чистоти має дуже високу корозійну стійкість в азотній кислоті, деяких органічних кислотах (лимонній, винній, оцтовій та ін.), а також під час контакту з харчовими продуктами. Багато мінеральних кислот (соляна, плавикова й ін.) та лугів руйнують алюміній.

Алюміній має кращу теплопровідність й електропровідність ніж залізо. Завдяки високій теплопровідності він використовується для різних теплообмінників, в промислових і побутових холодильниках. Висока електропровідність алюмінію сприяє його широкому застосуванню в електротехніці (для конденсаторів, дротів, кабелів, шин та ін.).

Зважаючи на низьку міцність алюміній також застосовується для ненавантажених деталей і елементів конструкцій, коли матеріал має поєднувати зварюваність, пластичність, корозійну стійкість. Так, наприклад, з нього виготовляють рами, двері, трубопроводи, пакувальну фольгу, цистерни для перевезення нафти і нафтопродуктів, посуд та ін.

**Алюмінієві сплави** мають високу питому міцність ( $\sigma_B/\gamma \leq 21$ ), приблизно відповідну питомій міцності високоміцних сталей ( $\sigma_B/\gamma = 23$ ). Вони здатні чинити опір динамічним і інерційним навантаженням.

Алюмінієві сплави поділяють на такі, що деформуються, ливарні і спечені. У складі кожної з цих трьох груп, в свою чергу, виділяють сплави, що зміцнюються і не зміцнюються термічною обробкою.

Алюмінієві сплави, що деформуються та не зміцнюються термічною обробкою (АМц і АМг), характеризуються високими показниками пластичності, зварюваності і корозійної стійкості. З них виготовляють трубопроводи для бензину і мастила, зварні баки, а також заклепки (рис. 5.1).

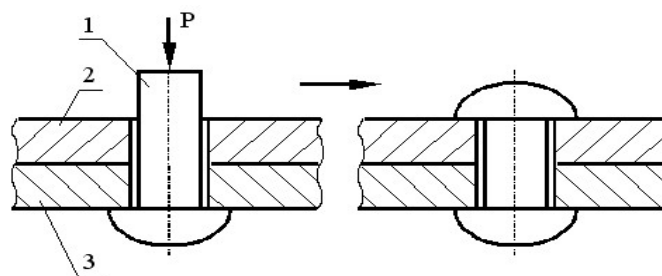


Рисунок 5.1 – Заклепувальні з'єднання:  
1 – заклепка; 2, 3 – деталі що з'єднуються

Серед алюмінієвих сплавів які деформуються та зміцнюються термічною обробкою (гартування при  $460...505\text{ }^\circ\text{C}$  і старіння при  $100...140\text{ }^\circ\text{C}$ ), можна виділити такі групи:

- нормальної міцності (Д1, Д16, Д18). З цих сплавів виготовляють шпангоути, нервюри, лонжерони, тяги управління та інші деталі літаків, а також заклепки;

- високоміцні (В95, ВАД23). Їх застосовують для виготовлення високонавантажених деталей літаків (обшивка, стрингери, шпангоути, лонжерони і ін.);
- жароміцні (АК4, АК4-1, Д20, Д21). Їх використовують для навантажених деталей і зварних виробів, що працюють при температурах 200...300°C: лопатки і диски осьових компресорів, поршні двигунів (рис. 5.2), зварні ємності та ін.;
- кувальні сплави (АК6, АК8) мають гарну пластичність при горячій пластичній деформації. З них виготовляють рами, пояси-лонжерони, стикові вузли і т. п.

Ливарні алюмінієві сплави, що їх не зміцнюють термічною обробкою, підрозділяють на дві групи:

- низької міцності (АК12). Застосовуються для малонавантажених деталей в усіх галузях машинобудування (корпуси приладів, деталі авіаційних коліс, кронштейни та ін.);
- антифрикційні (САМ, АО20-1, АО9-2).

Ливарні сплави, що їх зміцнюють термічною обробкою (гартування з 515...535 °С і старіння при 1500...1800°C), діляться на три групи:

- нормальної міцності (АК5М2, АК9ч, АК7ч). Їх застосовують для деталей відповідального призначення (корпуси компресорів, фланці, поршні, головки циліндрів і ін.);
- високоміцні (АМг10, АК8М). Використовуються для виготовлення навантажених деталей, що працюють в умовах високої вологості в суднолітако- і ракетобудуванні (деталі приладів, вилки шасі і хвостового оперення, бублики штурвалів і ін.);
- жароміцні. До цієї групи належить сплав АМ5, який використовують для виготовлення невеликих навантажених деталей нескладної форми (арматура, кронштейни та ін.), які працюють при температурах до 300 °С.

#### 4. Магній і його сплави

*Магній* має ГПУ ґратку з періодом  $a=3,202$  А і  $c=5,199$  А, алотропічних перетворень не зазнає. Магній належить до числа найбільш легких металів: він в 4,5 рази легше заліза. Однак чистий магній має низьку корозійну стійкість і невисокі механічні властивості, тому в машинобудуванні не застосовується.

*Магнієві сплави* мають малу щільність, а за питомою міцністю відповідають легованій сталі. За технологією виготовлення магнієві сплави поділяють на ливарні (МЛ) і такі, що деформуються (МА); за схильністю до зміцнення за допомогою термічної обробки – на сплави, що зміцнюються і не зміцнюються термічною обробкою.

*Деформовні магнієві сплави*, що їх не зміцнюють термічною обробкою, підрозділяються на дві групи:

- зниженої міцності (МА1). Цей сплав має відносно високу корозійну стійкість і гарну зварюваність, застосовується для виготовлення малонавантажених деталей: зварних бензобаків, арматури паливних і мастильних систем;

- середньої міцності (МА2, МА8). У гарячепресованому або відпаленому стані їх застосовують для середньонавантажених деталей літаків (обшивок, закрилків, рулів і ін.).

*Деформовні магнієві сплави*, що зміцнюються термічною обробкою (гартування від 380...420 °С і старіння при 170...300 °С) поділяють на такі групи:

- високоміцні (МА5, ВМ65-1). Їх використовують для сильнавантажених деталей (обшивки літаків, конструктивні елементи автомобілів, ткацьких верстатів і ін.);

- жароміцні (МА11, МА13 і ВМД-1). Вони застосовуються в ракетобудуванні для деталей, що працюють тривалий час при температурах до 350°С і короткочасно – при температурах до 400 °С (корпуси ракет, корпуси насосів, стабілізатори та ін.).

*Ливарні сплави магнію*, що не зміцнюються термічною обробкою, діляться на дві групи:

- невисокої міцності (Мл2), що застосовуються для ненавантажених деталей, від яких вимагається підвищена герметичність, корозійна стійкість і зварюваність (арматура паливних і масляних систем);

- середньої міцності (Мл3). Використовуються для середньонавантажених деталей підвищеної герметичності (арматура, деталі корпусів насосів).

*Ливарні сплави магнію*, що зміцнюються термічною обробкою (гартування і старіння), поділяють на такі групи:

- високоміцні (МЛ5 і ін.). Вони використовуються для високонавантажених деталей літаків (корпуси приладів, ферми шасі, важелі керування і ін.);

- жароміцні (МЛ12 і ін.). Тривало працюють при температурах 300...400 °С і застосовуються для високонавантажених деталей літаків і авіадвигунів (корпуси компресорів, картери та ін.).

## 5. Титан та його сплави

*Титан* має дві алотропічні модифікації.

Низькотемпературна модифікація  $Ti_{\alpha}$ , яка існує до 882 °С, має гексагональну ущільнену ґратку з періодами  $a = 2,96 \text{ \AA}$  і  $c = 4,72 \text{ \AA}$ . Високотемпературна модифікація  $Ti_{\beta}$  має об'ємно-центровану кубічну ґратку з періодом  $a = 3,32 \text{ \AA}$ .

Поліморфне перетворення (882 °С) при повільному охолодженні відбувається за нормальним механізмом з утворенням рівновісних зерен, а

при швидкому охолодженні – за мартенситним механізмом з утворенням голчастої структури.

Титан має високу корозійну та хімічну стійкість завдяки захисній окисній плівці на його поверхні. Він не кородує в прісній і морській воді, мінеральних кислотах, царській горілці і ін.

Механічні властивості титану (BT1-1:  $\sigma_B=450\text{...}600$  МПа,  $\sigma_{0,2}=380\text{...}500$  МПа,  $\delta=20\text{...}25\%$ ) характеризуються гарним поєднанням міцності і пластичності. Домішки підвищують твердість і міцність, але при цьому значно зменшується пластичність і корозійна стійкість.

Технічний титан добре обробляється тиском при кімнатній і підвищеній температурах. З нього виготовляють всі види пресованого та катаного напівфабрикату: листи, труби, дріт, поковки та ін.

Застосування технічного титану як конструкційного матеріалу в загальному машинобудуванні обмежено через його високу вартість, а в авіації та ракетобудуванні – внаслідок невисокої жароміцності. Він широко застосовується в хімічній промисловості для виробів, що працюють в сильно агресивних середовищах (наприклад, компресори та насоси для перекачування сірчаної, соляної кислот і розчинів їх солей). Здатність не утворювати накип та висока хімічна стійкість дозволяють виготовляти з титану, незважаючи на низьку теплопровідність, тонкостінні теплообмінники. Завдяки високій корозійній стійкості в морській воді і тому, що на титан не налипають черепашки, він використовується в суднобудуванні для обшивання морських суден, підводних човнів, виготовлення гребних гвинтів і ін. Титан є перспективним матеріалом для виготовлення кісткових імплантів та інших виробів.

Титанові сплави мають більш високу міцність, жароміцність і жаростійкість, порівняно з технічним титаном; за питомою міцністю вони в 2 рази перевершують сталь. Тому вони отримали широке застосування в авіації, ракетній техніці, суднобудуванні, хімічній та інших галузях промисловості. Їх застосовують для виготовлення обшивки надзвукових літаків, деталей реактивних авіаційних двигунів (дисків і лопатей компресора та ін.), корпусів ракетних двигунів другого і третього ступені, балонів для стислих і зріджених газів, і т.п.

За технологією виготовлення титанові сплави поділяються на такі, що деформуються, і ливарні. Титанові сплави також класифікують за структурою і за можливістю до зміцнення за допомогою термічної обробки (на такі, що зміцнюються і не зміцнюються термічною обробкою).

Сплави з  $\alpha$ -структурою (BT5, BT5-1) мають високу температуру поліморфного перетворення. У цих сплавах  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення відбувається при високих температурах, коли реалізується нормальний механізм поліморфного перетворення. Переохолодити  $\beta$ -фазу до низьких температур, при яких можливе мартенситне перетворення, в цих сплавах не вдається навіть при дуже великих швидкостях охолодження, тому сплави зі стійкою

$\alpha$ -структурою не здатні зміцнюватися шляхом термічної обробки. Недоліком цих сплавів є також низька технологічна пластичність.

До групи сплавів з  $\alpha$ -структурою належить технічно чистий титан, а також псевдо- $\alpha$ -сплави, що мають переважно  $\alpha$ -структуру і невелику кількість  $\beta$ -фази (1...5%: OT4, BT4 і ін.). Наявність  $\beta$ -фази надає їм підвищену пластичність.

Сплави з  $\beta$ -структурою мають низьку температуру поліморфного  $\beta \rightarrow \alpha$  перетворення; при гартуванні відбувається перехід  $\beta$ -фази в метастабільну  $\beta$ -фазу. У цьому стані сплав має високу пластичність і добре штампується.

При старінні по межах  $\beta$ -фази виділяється тонко дисперсна  $\alpha$ -фаза, яка значно зміцнює сплав.

Промислове застосування однофазних  $\beta$ -сплавів не є ефективним, тому що для отримання стійкої  $\beta$ -структури сплав має бути легований великою кількістю  $\beta$ -стабілізаторів (V, Mo, Nb, Ta). Зараз застосовуються так звані псевдо- $\beta$ -сплави (BT15), що мають переважно  $\beta$ -структуру з невеликою кількістю  $\alpha$ -фази.

Двофазні ( $\alpha+\beta$ ) сплави (BT3-1, BT8, BT14 та ін.) мають краще поєднання технологічних і механічних властивостей. Вони зміцнюються за допомогою термічної обробки – гартування і старіння. У відпаленому і загартованому станах вони мають хорошу пластичність, а після гартування і старіння – високу міцність при нормальній і підвищеній температурах.

## **Приклад розв'язання**

### ***Початкові дані***

Магнієвий сплав МЛ5 застосовують для виготовлення деталей швейних машин (шпульки, катушки). Обґрунтуйте доцільність використання цього дорогого кольорового металу порівняно з дешевим замінником (ковкий чавун КЧ 37-12).

### **Розв'язання**

При обертанні з великою частотою деталі швейних машин зазнають великих відцентрових сил. Напруження, що виникають під дією відцентрової сили, прямо пропорційні щільності матеріалу. Чорні метали, також ковкий чавун, приблизно в 4,5 раза перевершують магнієві сплави за щільністю та межею міцності, тобто мають приблизно однакову питому міцність. Відповідно, при виготовленні таких деталей, форма і розміри яких визначаються їх кінематичної функцією, за впливом відцентрових сил магнієвий сплав МЛ5 приблизно рівноцінний ковкому чавуну КЧ 37-12.

При розгоні швейної машини деталі з ковкого чавуну, що обертаються, будуть створювати приблизно в 4,5 раза більшу інерцію, ніж у випадку, якби вони були виготовлені з магнієвого сплаву МЛ5.

При литті чавуну потрібна значно більша температура плавлення ( $T_{\text{пл}} = 1150 \dots 1500 \text{ }^\circ\text{C}$ ), ніж при використанні магнієвих сплавів ( $T_{\text{пл}} \approx 650 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

Ціна магнієвих сплавів приблизно в 7 разів перевищує ціну чорних сплавів, це не буде суттєвим при виготовленні малогабаритних деталей швейних машин.

Таким чином, з низки технологічних і експлуатаційних характеристик магнієвий сплав МЛ5 є кращим для виготовлення деталей швейних машин, що обертаються, ніж ковкий чавун КЧ 37-12.

Ливарний сплав МЛ5 легується декількома елементами.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад ливарного сплаву МЛ5

Хімічний елемент	Mn	Zn	Al	Mg
Вміст, %	0,15...0,5	0,2...0,8	7,5...9,0	інше

Марганець поліпшує корозійну стійкість, а цинк і алюміній підвищують механічні властивості.

Виливки з високоміцного сплаву МЛ5 піддаються термічній обробці: гартуванню ( $420 \text{ }^\circ\text{C}$ , витримка 12–24 години) та відпуску ( $170 \text{ }^\circ\text{C}$ , витримка 16 годин), після чого вони мають гарні властивості за міцністю ( $\sigma_B = 255 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 120 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 6\%$ ).

### Завдання для розв'язання

Для виготовлення зазначеної деталі або конструктивного елемента використовується кольоровий сплав. Обґрунтуйте доцільність його застосування порівняно з можливим замінником. Наведіть хімічний склад кольорового сплаву, а також режим зміцнювальної термічної обробки і механічні властивості в готовому виробі.

Таблиця 5.2 – Варіанти завдань

Варіант	Конструктивний елемент	Кольоровий сплав	Дешевий замінник
1	Паливна система літака	МА1	Сталь 15
2	Пружина, що працює у морській воді	Бр КН1-3	БрБ2, Сталь 85
3	Поршень двигуна	АК4	20Х
4	Насос для перекачування 37% соляної кислоти	ВТ1-00	08С17Н13М2Т
5	Теплообмінник	М4	Сталь 10
6	Заклепки	Д16	Армко-залізо
7	Корпус компресора авіадвигуна	Мл12	Сч 21
8	Трубопровід	Л90	12Х13
9	Лопаті компресора авіадвигуна	ВТ5-1	12ХМФ
10	Корпус підводного човна	ВТ5	12Х18Н10Т



Продовження табл. 5.2

Варіант	Конструктивний елемент	Кольоровий сплав	Дешевий замітник
11	Бензобак	МА1	Сталь 10
12	Насос подачі 20% соляної кислоти при нормальній температурі	БрАЖН 10-4-4	Нержавіюча сталь
13	Теплообмінники, що працюють у розчині азотної кислоти	АД1	08Х21Н6Н2Т
14	Кістковий імплантат	ВТ1-1	12Х18Н10Т
15	Парова арматура	Бр03Ц12С5	Сч12
16	Лонжерон	В95	Сталь 10
17	Гільзи патрона	Л80	Сталь 10
18	Корпус ракетного двигуна	ВТ8	12ХМ
19	Обшивка літака	ВІ65-1	Сталь 20
20	Штурвал літака	АМг10	Сч12

## Література

1. Кузін О. А., Металознавство та термічна обробка металів / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк. – Львів : Афіша, 2002. – 304 с.
2. Металознавство : підручник / О. М. Бялік, В. С. Черненко [та ін.]. ; – [2-ге вид., перероб. і доп.]. – К. : ІВЦ Видавництво «Політехніка», 2002. – 384 с.
3. Практикум по технологии конструкционных материалов и материаловедению / [под общей ред. С. С. Некрасова]. – М. : Агропромиздат, 1991. – 105 с.
4. Лахтин Ю. М. Материаловедение : учебник / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – [2-е изд., перераб. и доп.]. – М. : Машиностроение, 1980. – 493 с.
5. Пахолук А. П. Основи матеріалознавства і конструкційні матеріали : посібник / А. П. Пахолук, О. А. Пахолук. – Львів : Світ, 2005. – 172 с., іл.
6. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство : підручник / В. В. Попович, В. В. Попович. – Львів : Світ, 2006. – 624 с.
7. Матеріалознавство : підручник / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А.°О. Мовлян, Е. І. Плешаков ; за ред. проф. С. С. Дяченко.– Харків : ХНАДУ, 2007. – 440 с.
8. Українсько-російський словник з матеріалознавства : у трьох книгах. Кн. 3 / [упоряд.: Є. Л. Шведков, Т. Г. Куценко]. – К. : Либідь, 1995. – 152 с.
9. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів із застосуванням комп'ютерних технологій навчання : підручник / [Таран Ю. М., Калінушкін Є. П., В. З. Куцова В. З. та ін.]. ; під ред. Ю. М. Тарана – Дніпропетровськ : Дніпрокнига, 2002. – 360 с.
10. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебник для вузов / Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. – М. : «МИСИС», 1999. – 416 с.
11. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів : навчальний посібник / [Хільчевський В. В., Кондратюк С. Є., Степаненко В. О. та ін.]. – К. : Либідь, 2002. – 328 с.
12. Шиліна О. П. Матеріалознавство : лабораторний практикум / О.°П.°Шиліна, О. В. Шаповалова. – Вінниця : ВНТУ, 2010. – 76 с.

Додаток А

ХІМІЧНИЙ СКЛАД СТАЛЕЙ, %, (табл. А.1) та їх ТЕРМІЧНА ОБРОБКА (табл. А.2)

Таблиця А.1

Марка сталі	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	V	B	S, ≤	P, ≤	Ti
30	0,27-0,35	0,50-0,80	0,17-0,37							0,04	0,035	
45	0,42-0,50	0,50-0,80	0,17-0,37							0,04	0,035	
50	0,42-0,50	0,50-0,80	0,17-0,37							0,04	0,035	
60	0,57-0,65	0,50-0,80	0,17-0,37							0,04	0,035	
20X	0,17-0,23	0,50-0,80	0,17-0,37	0,70-1,00						0,035	0,035	
40X	0,36-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37	0,80-1,10						0,035	0,035	
45Г	0,42-0,50	0,70-1,00	0,17-0,37							0,035	0,035	
50Г2	0,46-0,55	1,40-1,80	0,17-0,37							0,035	0,035	
18ХГТ	0,17-0,28	0,80-1,10	0,17-0,37	1,00-1,30						0,035	0,035	0,03-0,09
20ХГР	0,18-0,24	0,70-1,00	0,17-0,37	0,75-1,05					(1-5)*10 <sup>-3</sup>	0,035	0,035	
30ХГТ	0,24-0,32	0,80-1,10	0,17-0,37	1,00-1,30				0,10-0,18		0,035	0,035	0,03-0,09
40ХФА	0,37-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37							0,035	0,035	
25ХГТ	0,22-0,29	0,80-1,10	0,17-0,37	1,00-1,30						0,035	0,035	0,03-0,09
30ХГСА	0,28-0,34	0,80-1,10	0,90-1,20	0,80-1,10						0,025	0,025	
38ХМА	0,32-0,42	0,35-0,65	0,17-0,37	0,90-1,30		0,20-0,30				0,025	0,025	
40ХН	0,36-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37		1,00-1,40					0,035	0,035	
45ХН	0,41-0,49	0,50-0,80	0,17-0,37	0,45-0,75	1,00-1,40					0,035	0,035	
20ХНР	0,16-0,23	0,60-0,90	0,17-0,37	0,70-1,00	0,80-1,10				(1-5)*10 <sup>-3</sup>	0,035	0,035	
38Х2МЮА	0,34-0,42	0,30-0,60	0,20-0,45	1,35-1,65		0,15-0,25	0,70-1,10			0,025	0,025	
65Г	0,62-0,70	0,90-1,20	0,17-0,37	0,25	0,25					0,035	0,035	
60С2А	0,58-0,63	0,60-0,90	1,60-2,00	0,30	0,25					0,025	0,025	
50ХФА	0,46-0,54	0,50-0,80	0,17-0,37	0,80-1,10	0,25			0,10-0,20		0,025	0,025	
У7А	0,66-0,73	0,17-0,28	0,17-0,33	0,20	0,20					0,018	0,025	
У8А	0,76-0,83	0,17-0,28	0,17-0,33	0,20	0,20					0,018	0,025	
40Х10С2М	0,35-0,45	0,80	1,90-2,60	9,0-10,50	0,60	0,70-0,90				0,025	0,030	0,20
110Г13Л	0,90-1,40	11,5-15,0	0,80-1,00	1,00	1,00					0,050	0,12	
40ХН2МА	0,37-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37	0,60-0,90	1,25-1,65	0,20-0,30				0,025	0,025	
12ХН3А	0,09-0,16	0,30-0,60	0,17-0,37	0,60-0,90	2,75-3,15					0,025	0,025	
20ХН3А	0,17-0,24	0,30-0,60	0,17-0,37	0,60-0,90	2,75-3,15					0,025	0,025	
30ХГСН2А	0,27-0,44	1,00-1,30	0,90-1,20	0,90-1,20	1,40-1,80					0,025	0,025	
38ХН3МА	0,33-0,40	0,25-0,50	0,17-0,37	0,80-1,20	2,75-3,25	0,20-0,30				0,025	0,025	

Таблиця А.2

Марка сталі	Т-ра критичних точок, °С				Т-ра гартування, °С	Т-ра ОМТ, °С		Твердість в залежності від температури відпуску: Т <sub>В</sub> /НВ (Т <sub>В</sub> /HRC)
	А <sub>С1</sub>	А <sub>С3</sub> (А <sub>Сс</sub> <sub>м</sub> )	А <sub>Г3</sub> (А <sub>Гс<sub>м</sub></sub> )	А <sub>Г1</sub>		початок	кінець	
30	730	820	796	680	860, вода	1280	750	400/153-189; 500/150-175; 600/138-158
45	730	780	755	690	850, вода	1250	700	400/202-234; 500/185-210; 600/168-190
50	725	760	750	690	840, вода	1250	800	400/217-240; 500/200-215; 600/180-190
60	725	750	745	690	950, масло	1220	800	400/450; 450/410; 500/375; 550/370
20Х	750	820	796	680	900, масло	1260	750	200/300; 300/290; 400/270; 500/240; 600/230
40Х	743	815	730	693	850, масло	1250	800	200/550; 300/500; 400/415; 500/325; 600/265
45Г	715	735	710	635	850, масло	1190	820	300/360; 375/350; 400/310; 500/275; 600/250
50Г2	710	760	680	600	820, масло	1200	800	400/390; 500/370; 600/340
18ХГТ	740	825	730	650	880, масло	1200	800	(200/41); (300/41); (400/40); (500/32); (600/22)
20ХГР	735	835	760	670	880, масло	1150	800	(200/45); (300/44); (400/41); (500/30); (600/24)
30ХГТ	770	825	740	665	850, масло	1220	800	(200/50); (300/48); (400/44); (500/38); (600/32)
40ХФА	760	800	725	680	850, масло	1250	800-860	(200/51); (300/49); (400/46); (500/42); (600/34)
25ХГТ	770	825	740	665	850, масло	1220	800	(200/45-50)
30ХГСА	760	830	705	670	850, масло	1240	800	200/487; 300/470; 400/412; 500/362; 600/300
38ХМА	758	805	725	650	850, масло	1240	800	(200/61); (300/51); (400/42); (500/38); (600/30)
40ХН	735	768	700	660	820, масло	1250	830	400/387; 500/302; 600/241
45ХН	750	790	710		815, масло	1200	800	200/460; 300/450; 400/380; 500/310; 600/250
20ХНР	740	830	725	650	860, масло	1150	800	(200/47); (300/46); (400/43); (500/34); (600/28)
38Х2МЮА	800	865	740	665	900, масло	1240	800	300/550; 400/500; 500/450; 600/370
65Г	721	745	720	670	830, масло	1250	760	(200/61); (400/46); (600/30)
60С2А	770	820	770	700	850, масло	1200	800	300/462; 400/425; 500/340; 600/298
50ХФА	752	788	746	700	850, масло	1180	800	(200/50); (300/48); (450/46); (500/44)
У7А	730	770		700	820, вода	1180	800	(200/50); (300/54); (400/43); (500/35); (600/30)
У8А	730	765	700		800, вода	1180	800	(200/64); (300/60); (400/56); (500/47); (600/37)
40Х10С2М	800	950	845	700	1050, масло	1200	850	200/555; 300/540; 400/535; 500/540; 600/400; 700/250
110Г13					1100, вода			НВ200
40ХН2МА	730	820	550	380	850, масло	1220	800	200/525; 300/476; 400/420; 500/350; 600/275
12ХН3А	715	773	726	659	850, масло	1220	800	200/400; 300/380; 400/375; 500/280; 600/275
20ХН3А	730	810	700	615	850, масло	1220	800	(200/43); (300/42); (400/39); (500/32); (600/22)
30ХГСН2А	705	800	321		900, масло	1200	800	(200/52); (300/51); (400/49); (500/42); (600/37)
38ХН3МА	730	770	315	300	840, масло	1200	850	200/475; 300/440; 400/400; 500/350; 600/300

## Додаток Б

### Схеми діаграм стану для самостійного аналізу

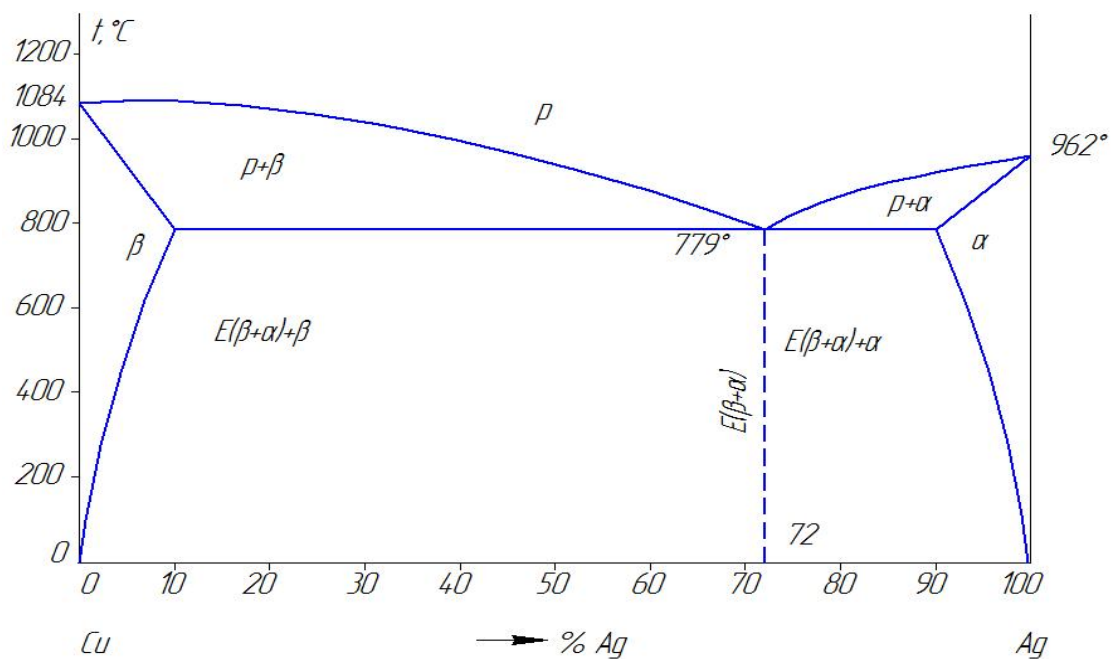


Рисунок Б.1 – Діаграма стану мідь – срібло

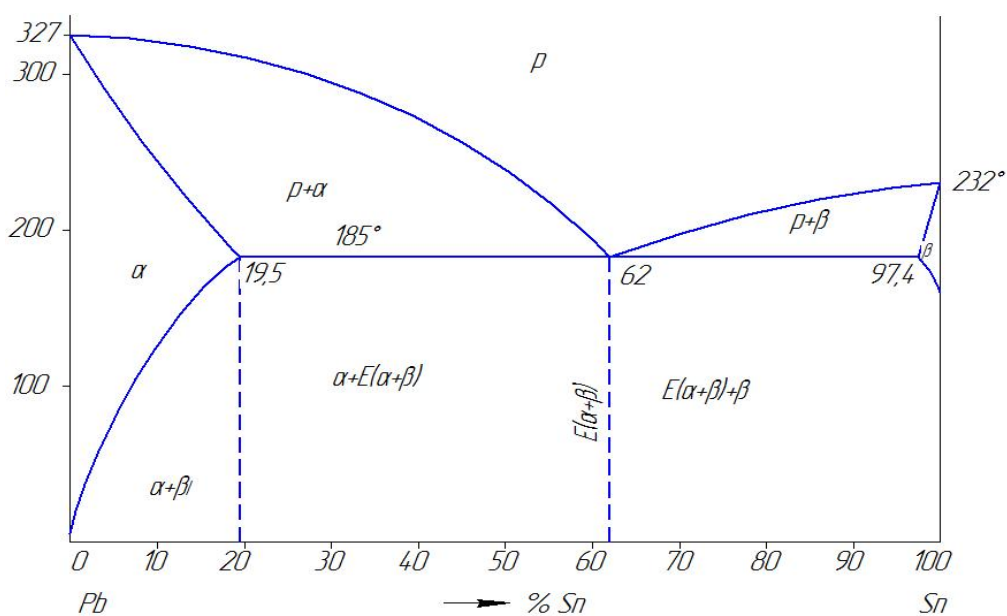


Рисунок Б.2– Діаграма стану свинець – сурма

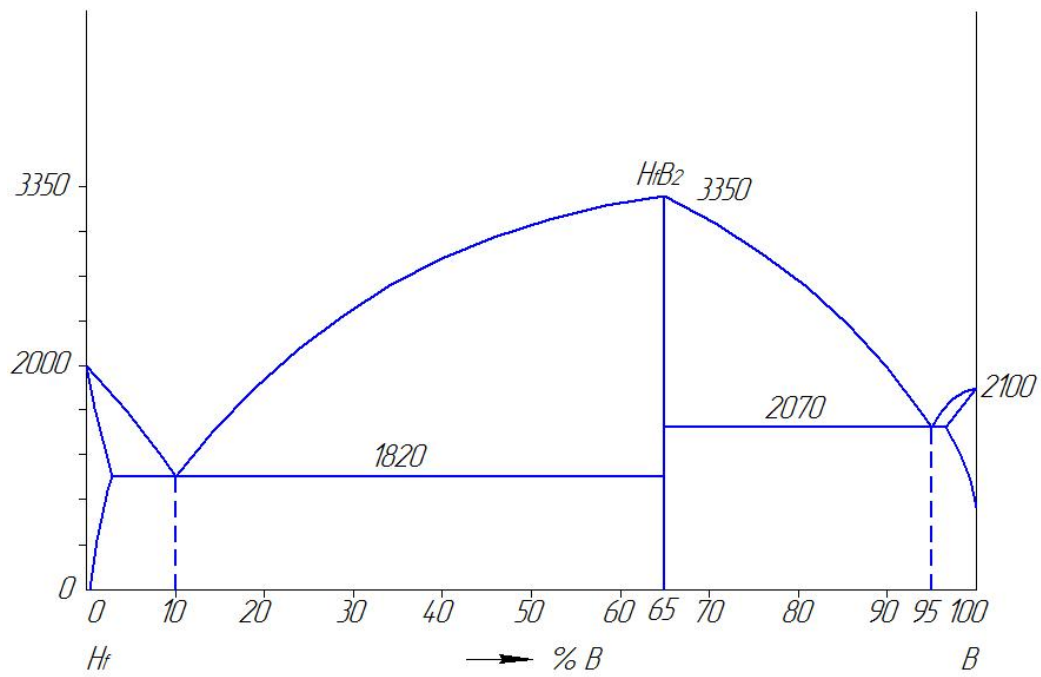


Рисунок Б.3 – Діаграма стану гафній – бор

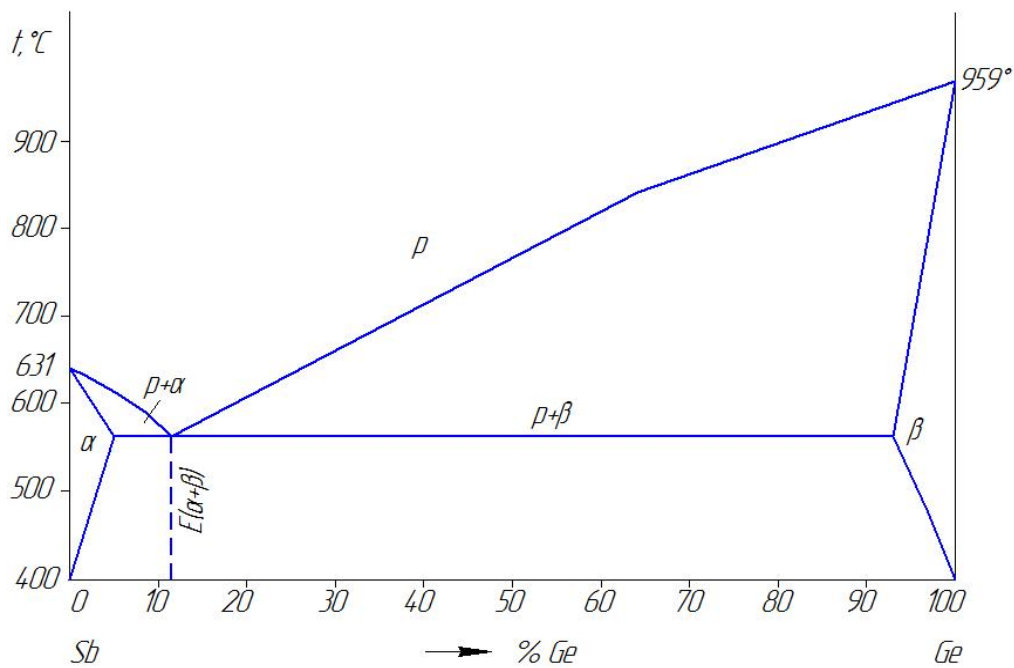


Рисунок Б.4 – Діаграма стану сурма – германій

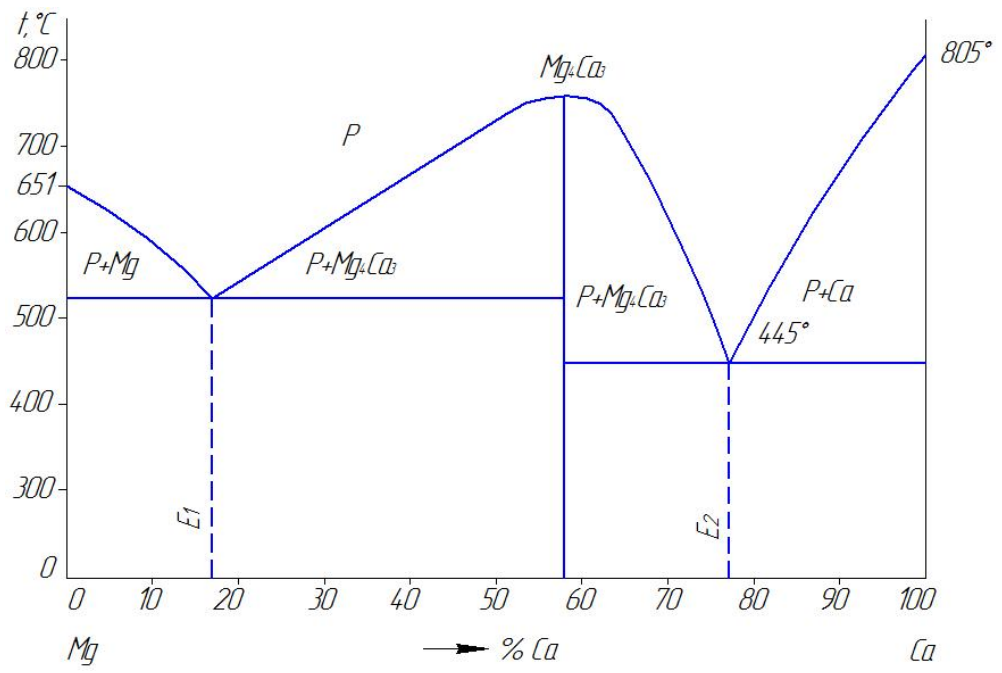


Рисунок Б.5 – Діаграма стану магній – кальцій

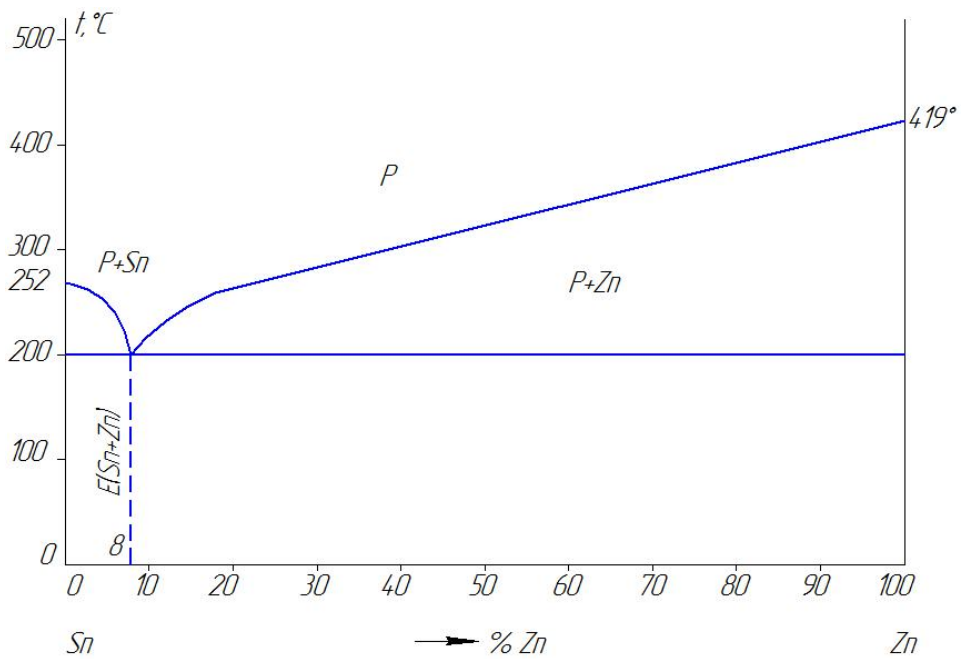


Рисунок Б.6 – Діаграма стану стану олово – цинк

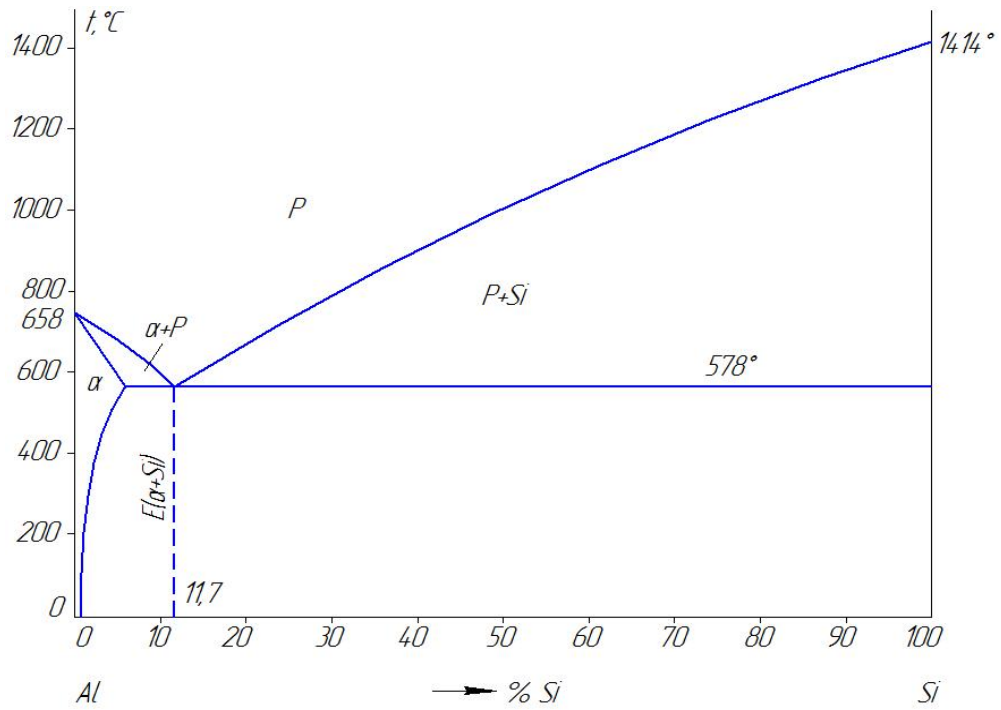


Рисунок Б.7 – Діаграма стану алюміній – кремній

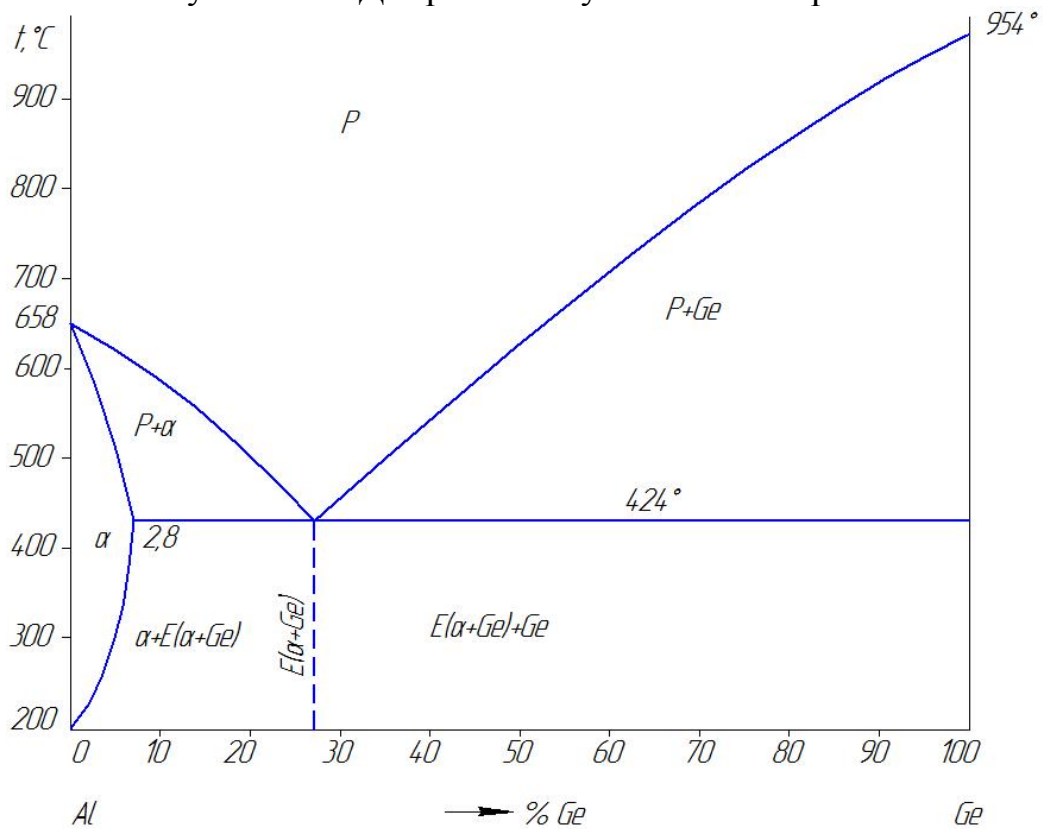


Рисунок Б.8 – Діаграма стану алюміній – германій



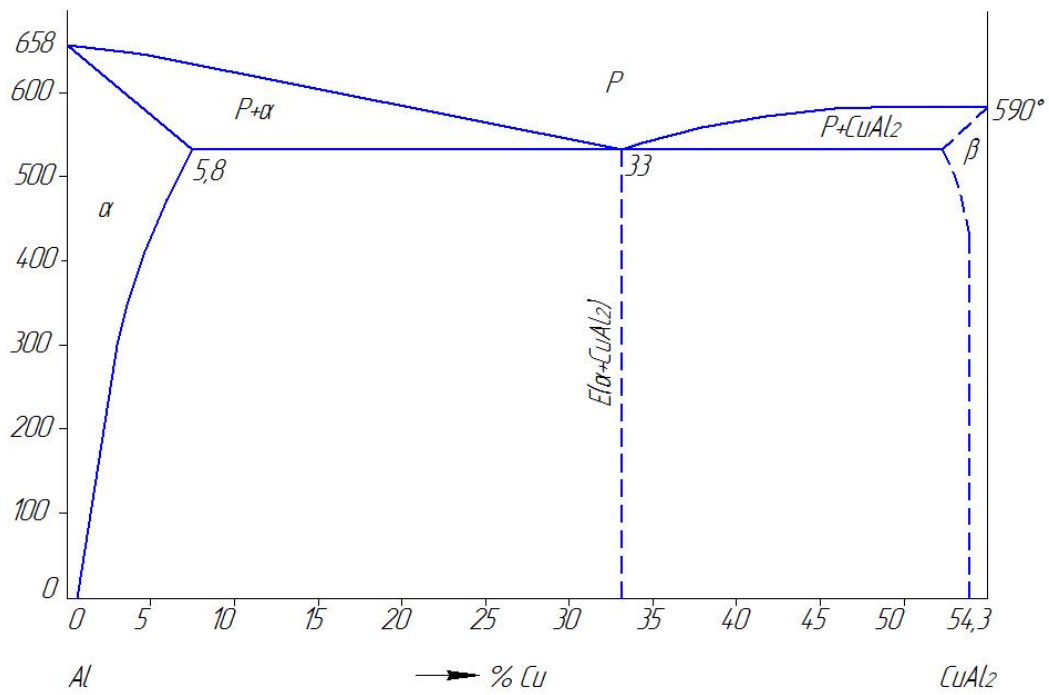


Рисунок Б.9 – Діаграма стану алюміній – мідь

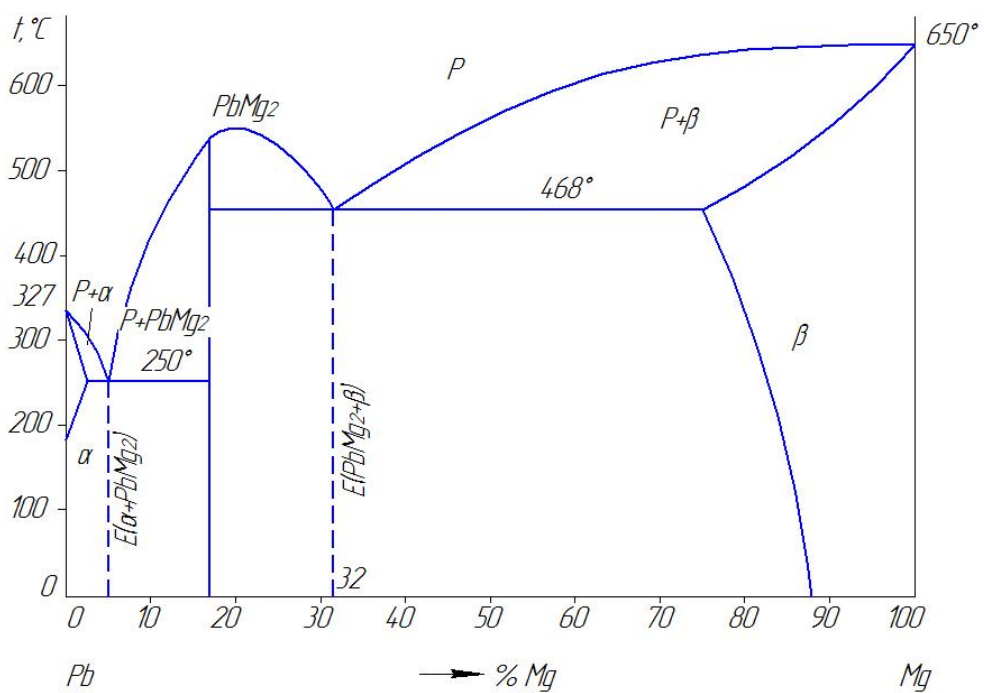


Рисунок Б.10 – Діаграма стану свинець – магній

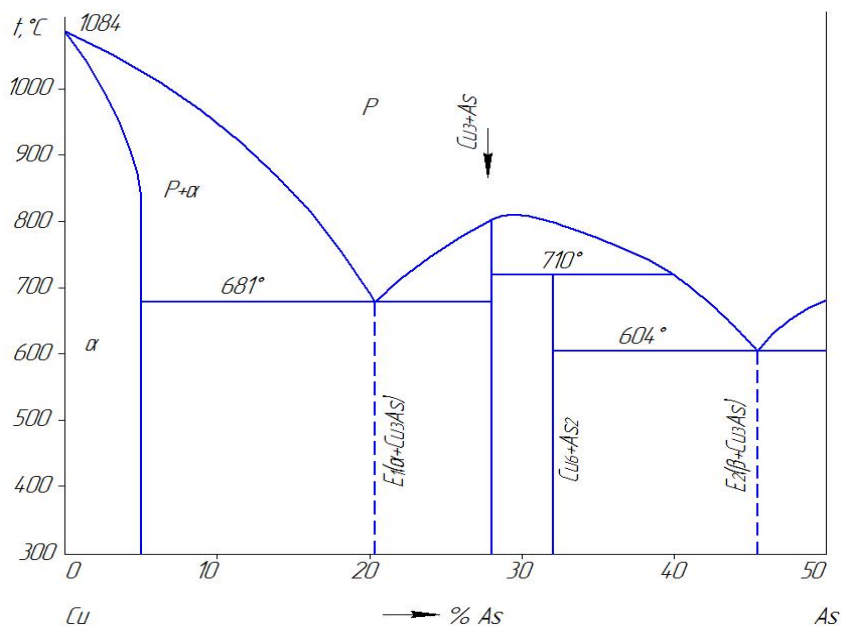


Рисунок Б.11 – Діаграма стану мідь – миш'як

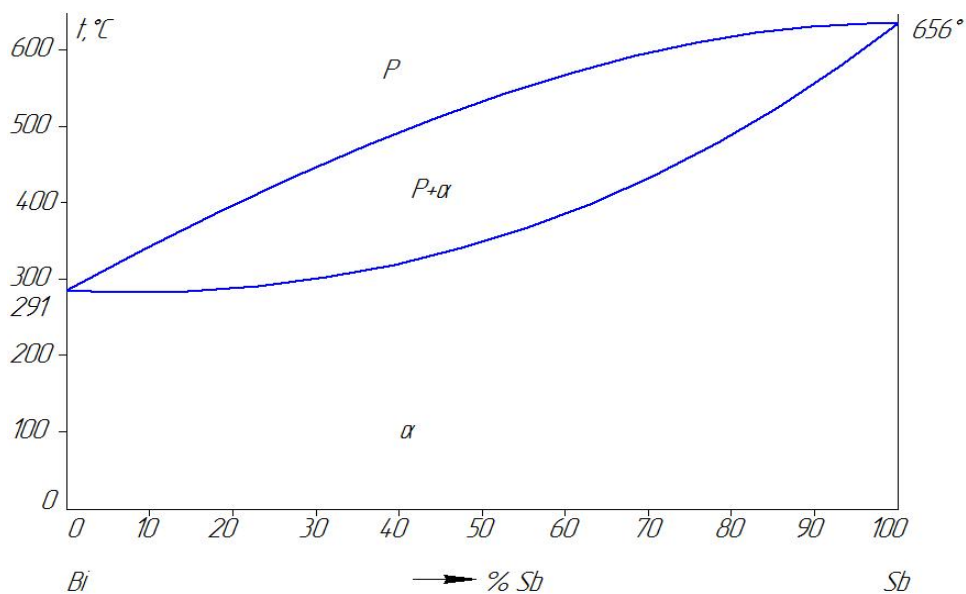
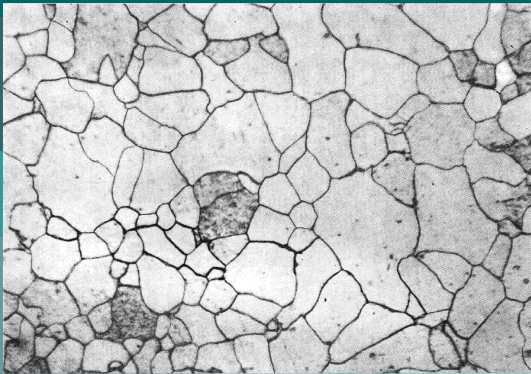


Рисунок Б.12 – Діаграма стану вісмут – сурма

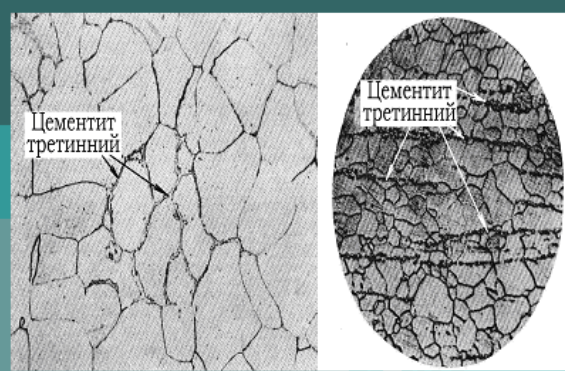
Додаток В  
Мікроструктури залізовуглецевих сплавів

Мікроструктури  
вуглецевих сталей в  
рівноважному стані

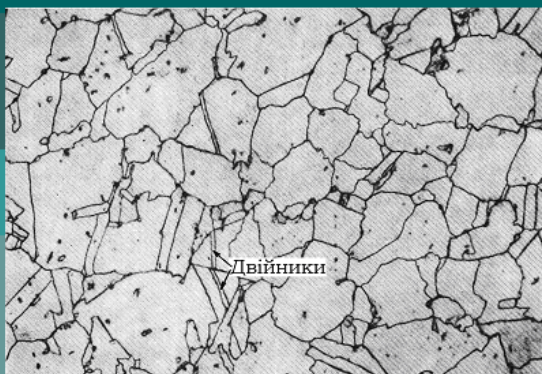
Структура технічного заліза (ферит)



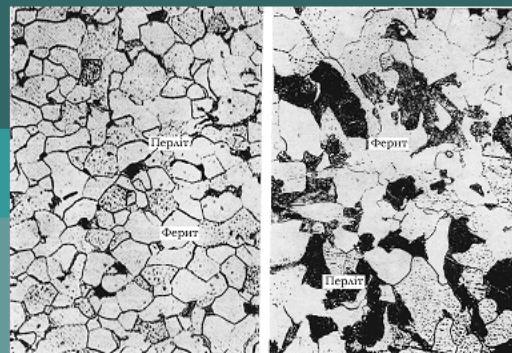
Виділення тріщинного цементиту у технічному залізі

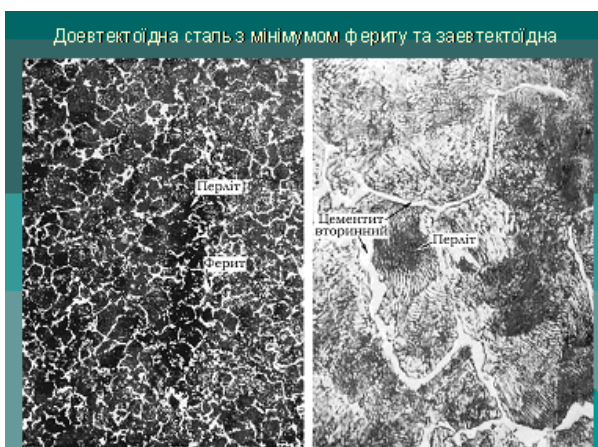
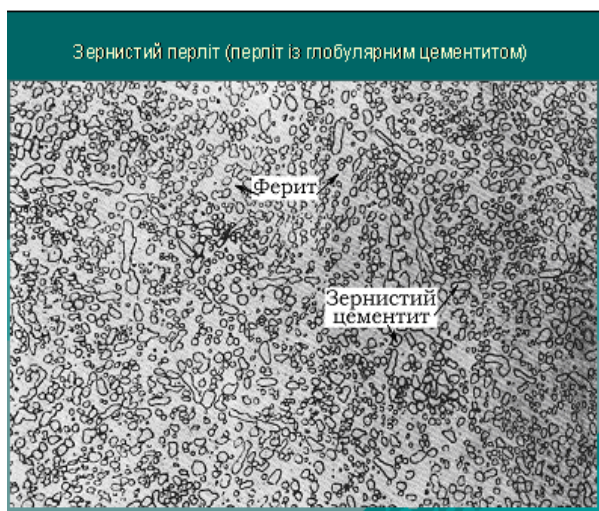
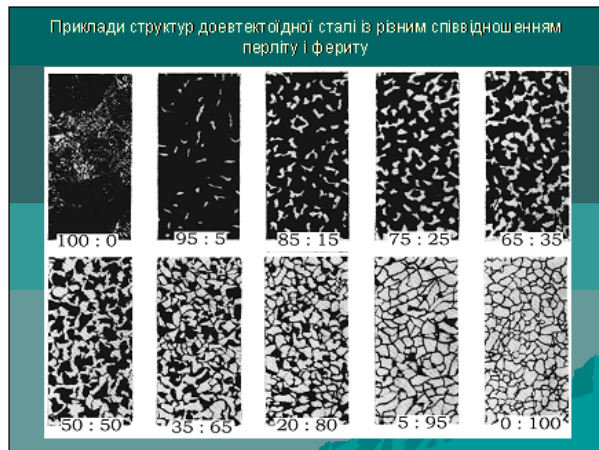
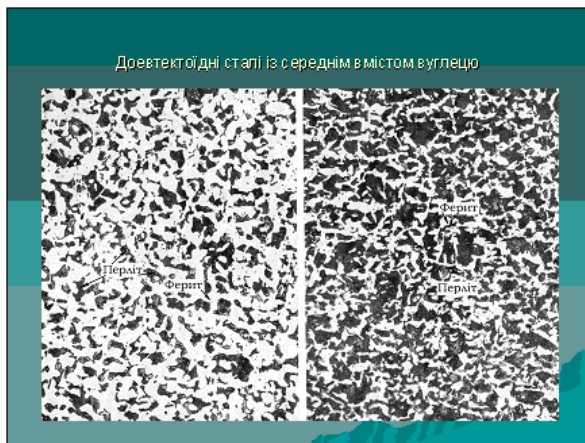


Аустеніт, у структурі наявні двійники

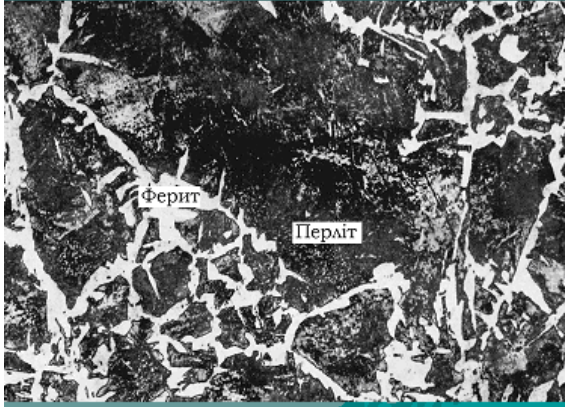


Довтектонічні сталі із малим вмістом вуглецю

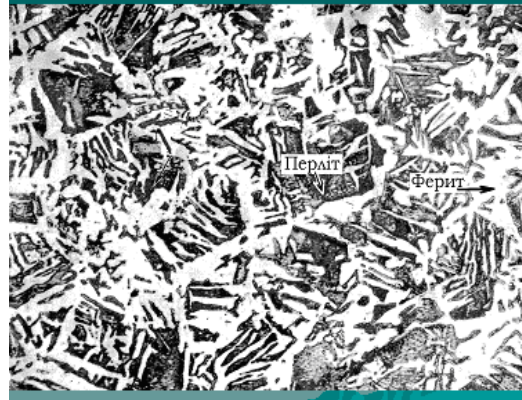




Крупнозернистість структури доєвтектоїдної сталі

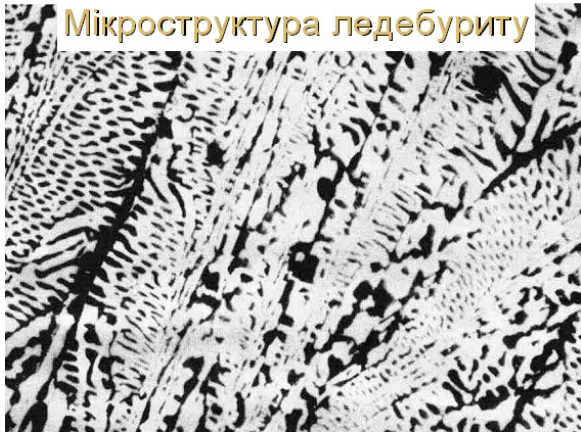


Відманштеттова структура доєвтектоїдної сталі

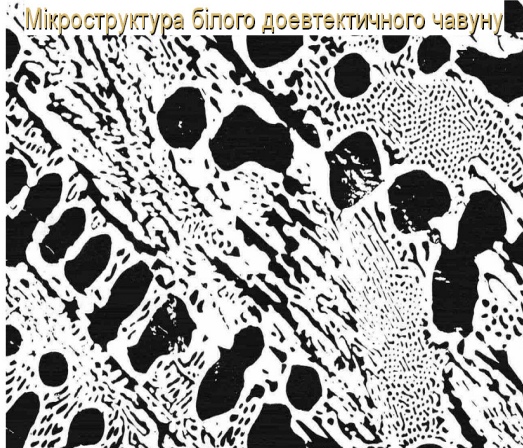


# Мікроструктури чавунів

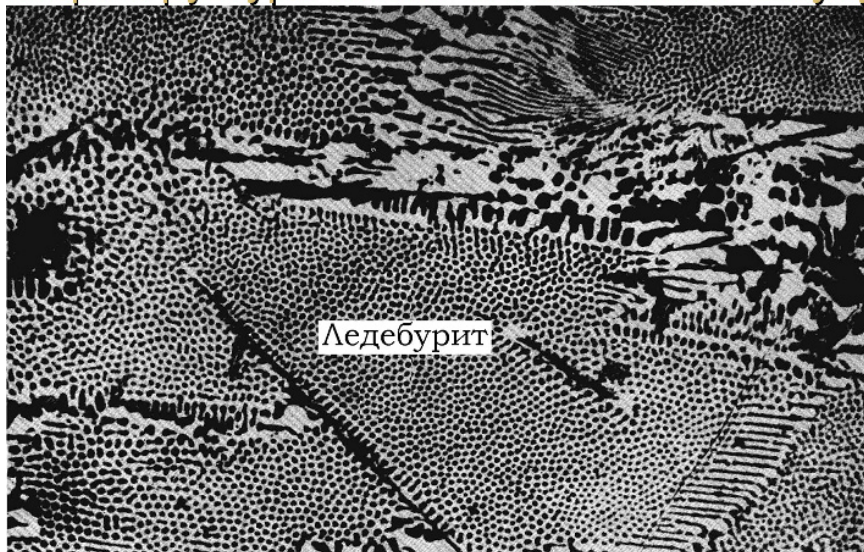
Мікроструктура ледебуриту



Мікроструктура білого доєвтектичного чавуну



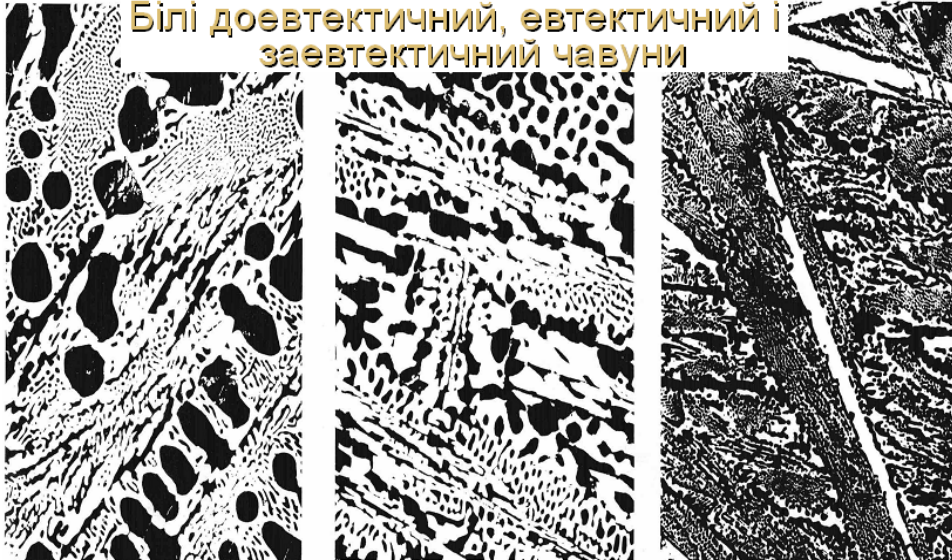
Мікроструктура білого евтектичного чавуну



## Мікроструктура білого заевтектичного чавуну



## Білі доевтектичний, евтектичний і заевтектичний чавуни



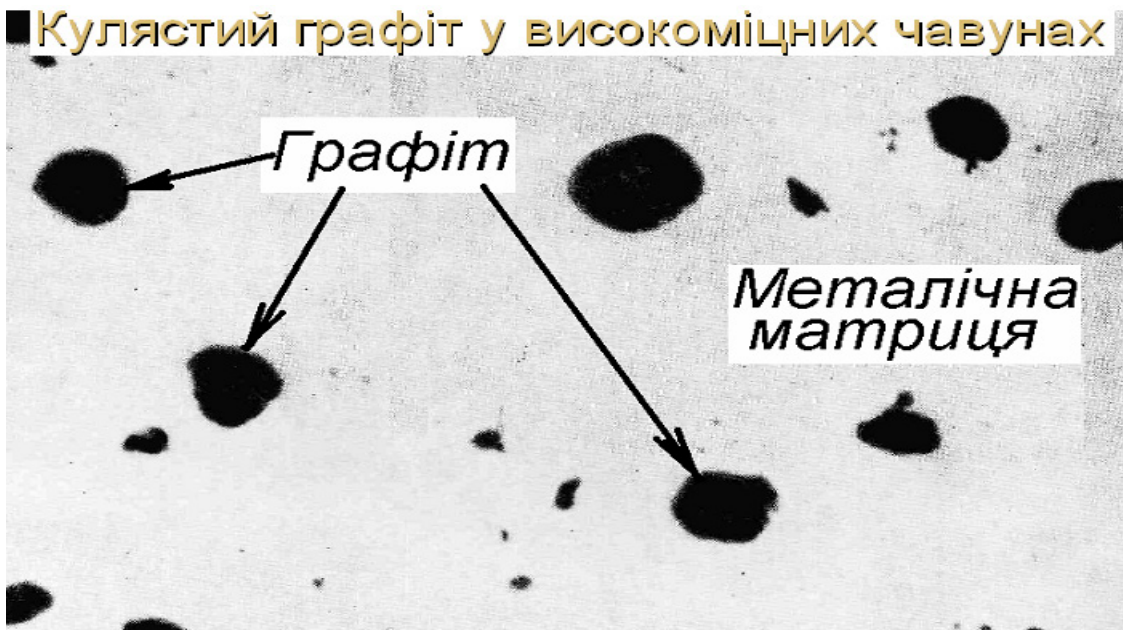
## Пластинчастий графіт у сірих чавунах



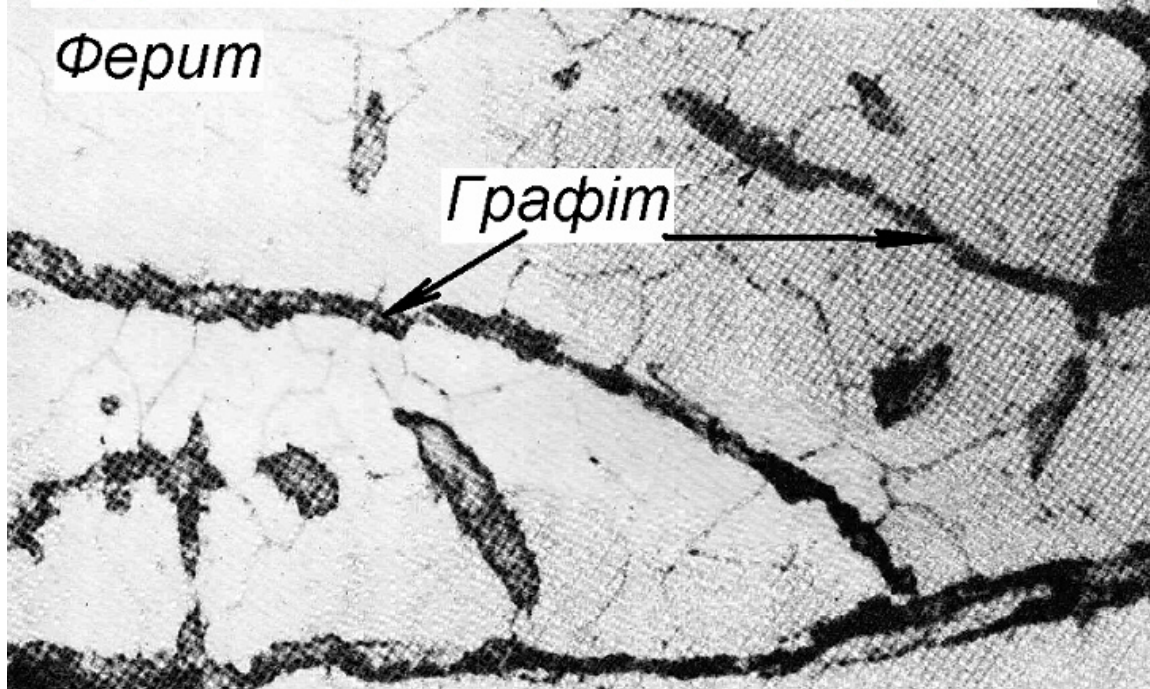
## Пластівчастий графіт в ковких чавунах



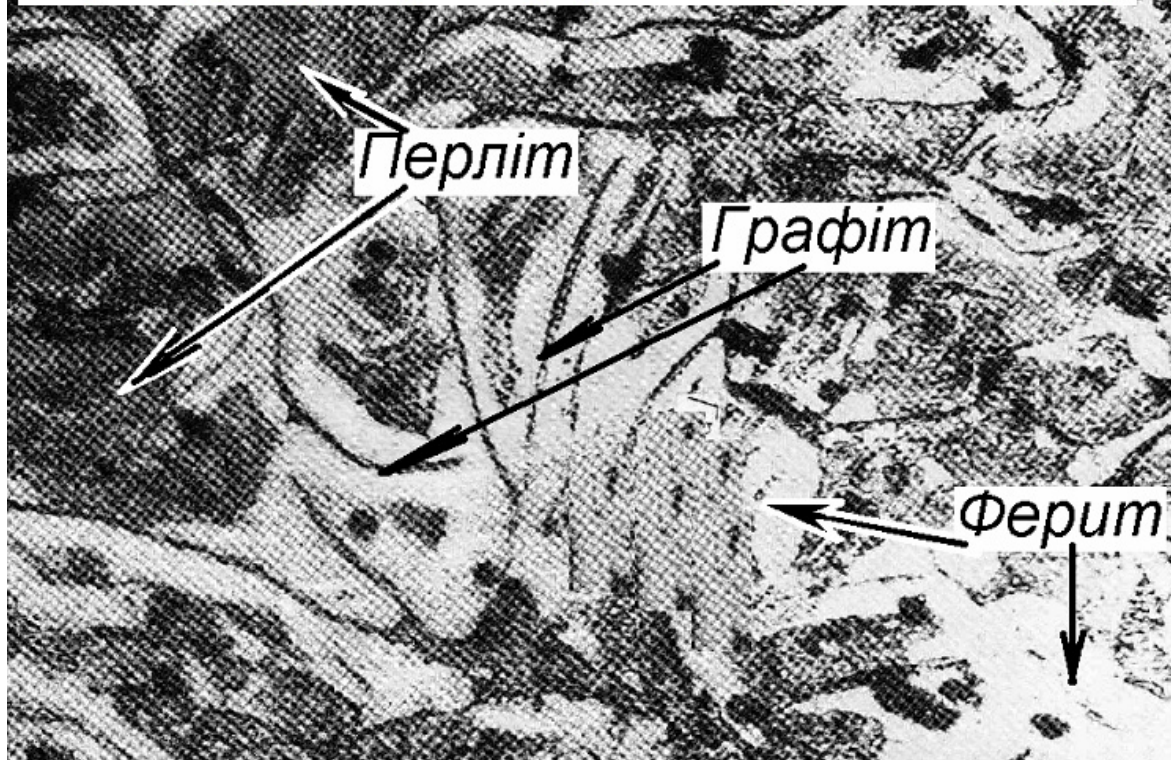
## Кулястий графіт у високоміцних чавунах



Мікроструктура сірого феритного чавуну  
(сірий чавун із феритною матрицею)

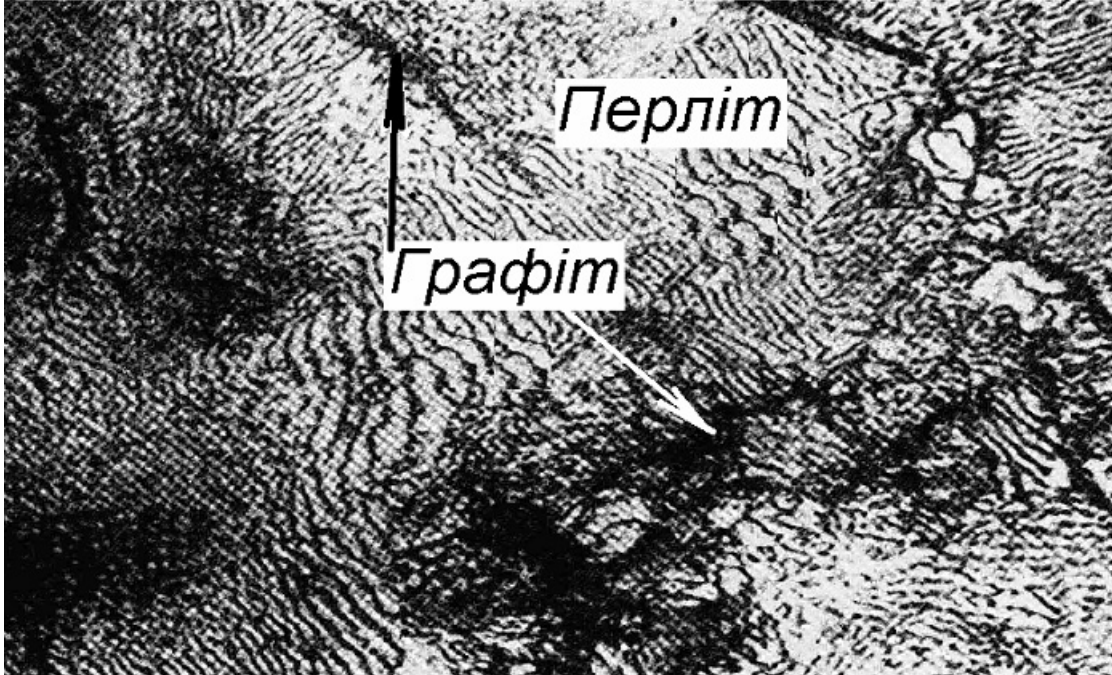


Мікроструктура сірого феритно-перлітного чавуну

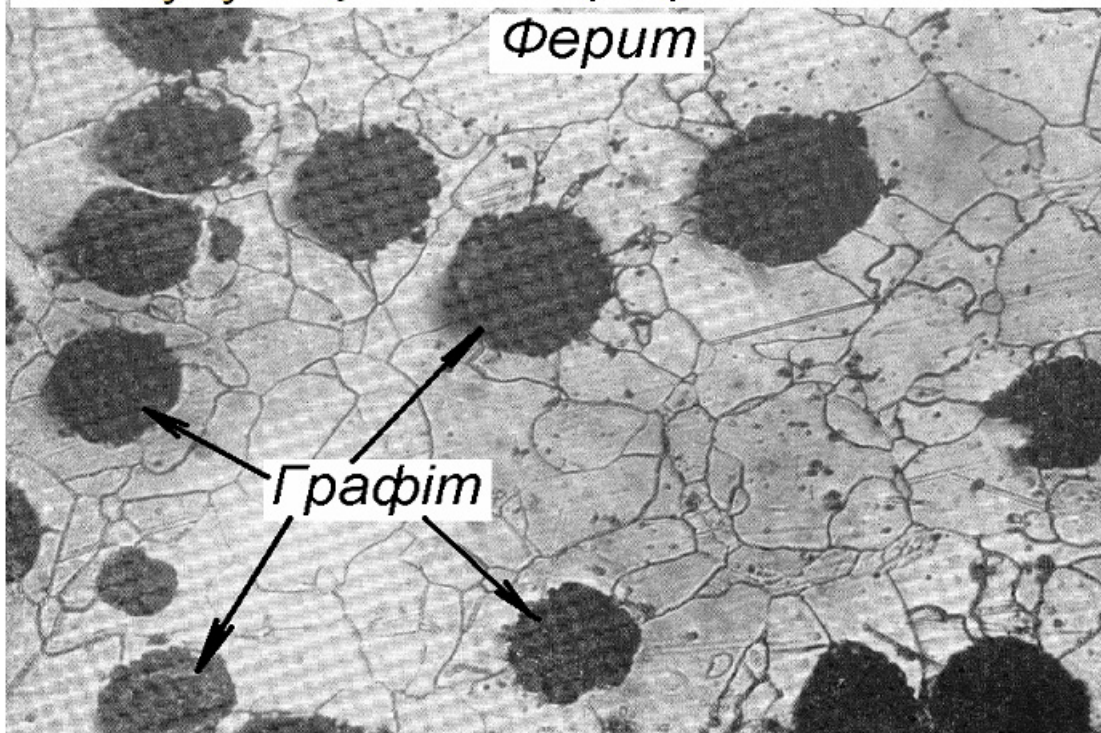




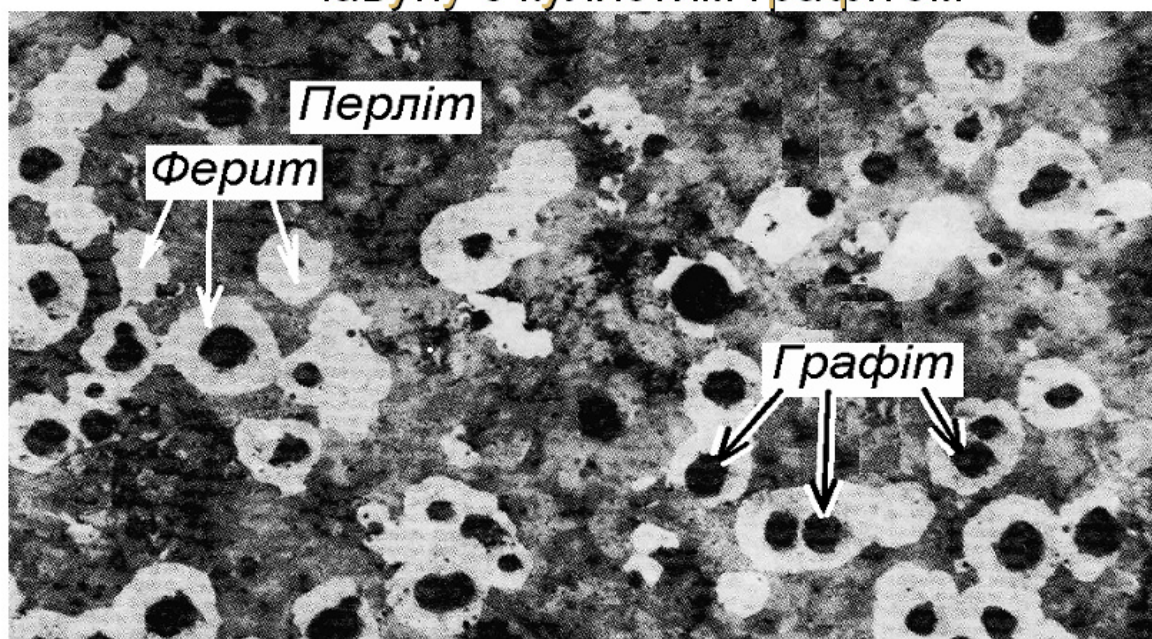
### Мікроструктура сірого перлітного чавуну



### Мікроструктура високоміцного феритного чавуну з кулястим графітом



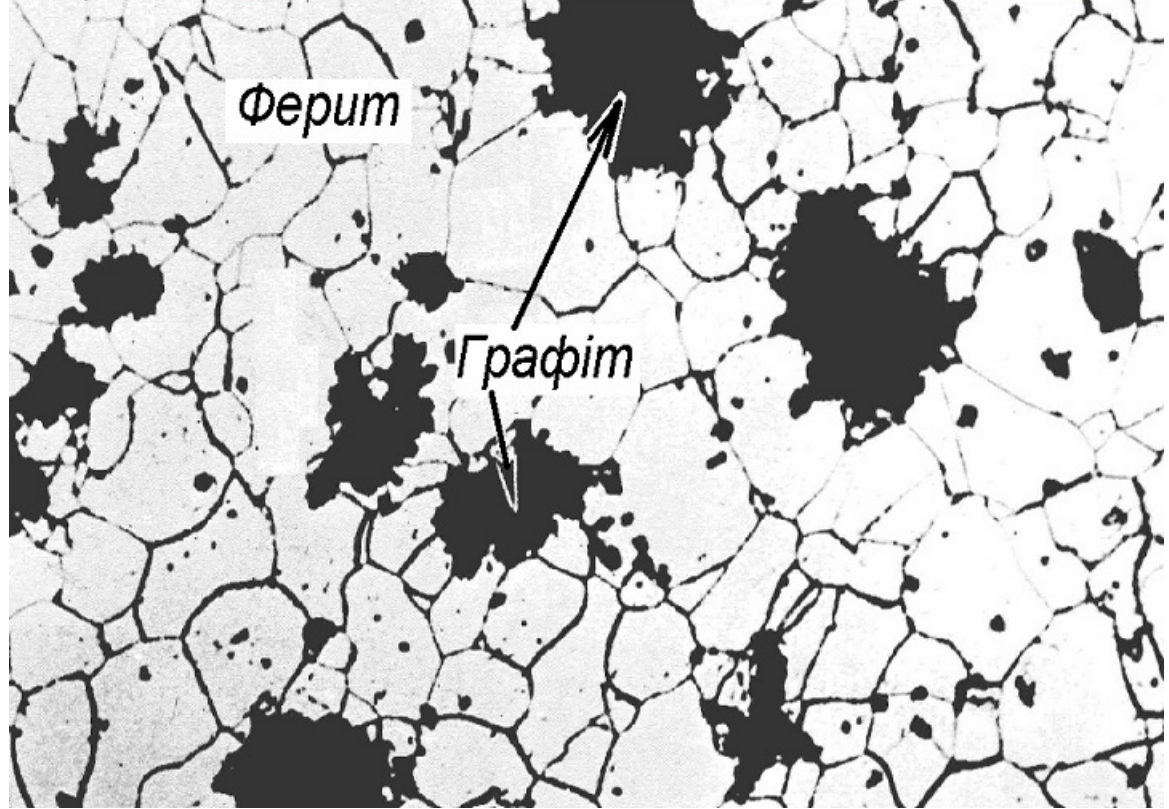
## Мікроструктура високоміцного феритно-перлітного чавуну з кулястим графітом



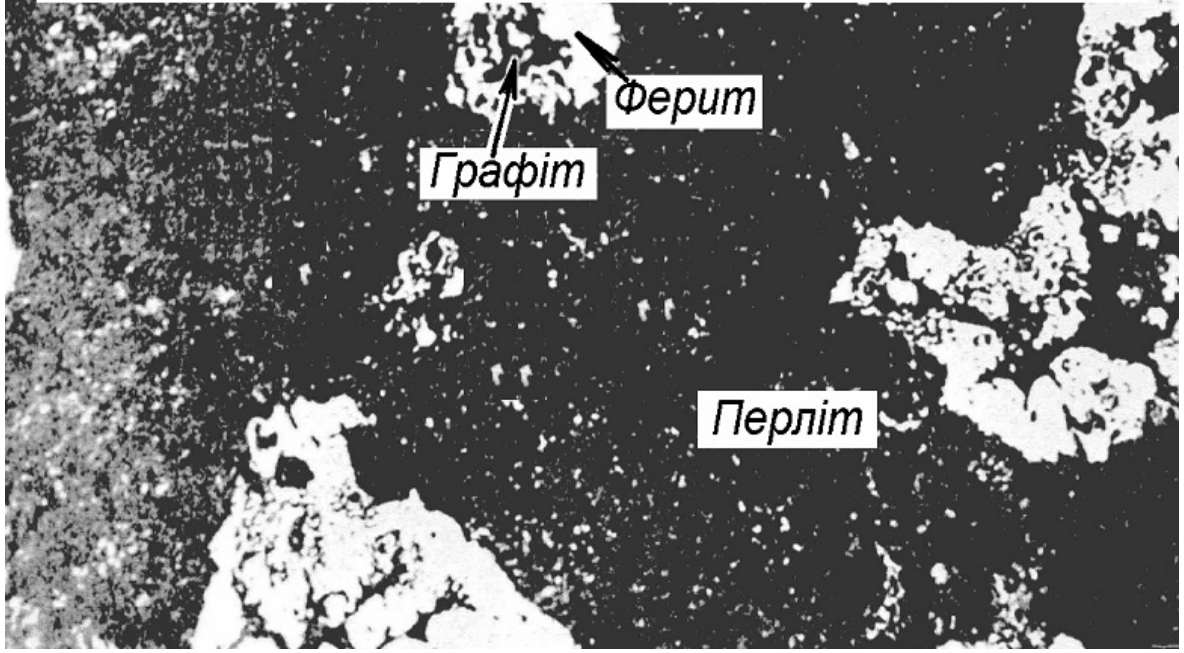
## Мікроструктура високоміцного перлітного чавуну з кулястим графітом



### Мікроструктура ковкого феритного чавуну



### Мікроструктура ковкого феритно-перлітного чавуну



*Навчальне видання*

**Савуляк Валерій Іванович  
Шиліна Олена Павлівна  
Шенфельд Валерій Йосипович**

# **МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**

## **Організація самостійної та практичної роботи**

Навчальний посібник

Рукопис оформила *О. Шиліна*

Редактор *В. Дружиніна*

Оригінал-макет виготовив *О. Ткачук*

Підписано до друку 22.03.2019.  
Формат 29,7×42¼. Папір офсетний.  
Гарнітура Times New Roman.  
Друк різнографічний. Ум. друк. арк. 7,38.  
Наклад 50 (1-й запуск 1–21) пр. Зам. № 2019-046.

Видавець та виготовлювач  
Вінницький національний технічний університет,  
інформаційний редакційно-видавничий центр.  
ВНТУ, ГНК, к. 114.  
Хмельницьке шосе, 95,  
м. Вінниця, 21021.  
Тел. (0432) 65-18-06.  
**press.vntu.edu.ua**;  
*E-mail*: kivc.vntu@gmail.com.  
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи  
серія ДК № 3516 від 01.07.2009 р.