

**В.М. Клименко**

**МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО**

**ВІННИЦЯ 2010**

## ЗМІСТ

<b>Передмова</b> .....	5
<b>Розділ 1 Кристалічна будова металів</b> .....	6
1.1 Загальна характеристика металів.....	6
1.2 Атомно-кристалічна будова металів.....	6
1.3 Дефекти кристалічної будови металів.....	7
1.4 Дифузія.....	8
1.5 Поліморфізм металів.....	9
1.6 Формування структури металу при кристалізації.....	9
Питання для самоконтролю.....	11
<b>Розділ 2 Основи теорії сплавів</b> .....	13
2.1 Система, фаза, структура.....	13
2.2 Фази в металевих сплавах.....	14
2.3 Правило фаз.....	16
2.4 Формування структури сплавів при кристалізації Діаграми стану.....	17
2.5 Особливості фазових перетворень у сплавах у твердому стані.....	27
Питання для самоконтролю.....	27
<b>Розділ 3 Залізо та його сплави</b> .....	29
3.1 Компоненти і фази в сплавах залізо-вуглець.....	29
3.2 Діаграма стану залізо-цементит.....	30
3.3 Залізовуглецеві сплави.....	31
3.4 Формування структур в залізовуглецевих сплавах при кристалізації.....	32
3.5 Фазові і структурні зміни в залізовуглецевих сплавах (вторинна кристалізація).....	34
3.6 Діаграма стану системи залізо-графіт.....	38
3.7 Вплив вуглецю і постійних домішок на властивості сталі.....	38
3.8 Класифікація конструкційних сталей.....	42
3.9 Леговані конструкційні сталі.....	44
3.10 Чавуни. Процеси графітизації в чавунах.....	46
3.11 Класифікація, маркування та застосування чавунів.....	47
Питання для самоконтролю.....	54
<b>Розділ 4 Фазові перетворення в сплавах заліза (теорія термічної обробки металів і сплавів)</b> .....	56
4.1 Фазові перетворення в сталі при нагріванні.....	56
4.2 Ріст зерна аустеніту при нагріванні.....	57
4.3 Перетворення переохолодженого аустеніту.....	59
4.4 Перлітне перетворення в сталі.....	60
4.5 Мартенситне перетворення в сталі.....	62
4.6 Проміжне (бейнітне) перетворення.....	64
4.7 Перетворення аустеніту при неперервному охлажденні.....	64
Питання для самоконтролю.....	65
<b>Розділ 5 Технологія термічної обробки сталі</b> .....	68
5.1 Відпал сталі.....	68
5.2 Нормалізація (нормалізаційний відпал).....	69
5.3 Гартування сталі.....	69
5.4 Відпуск сталі.....	74
5.5 Термомеханічна обробка.....	76
Питання для самоконтролю.....	77
<b>Розділ 6 Хіміко-термічна обробка сталі</b> .....	78
6.1 Загальна характеристика процесів хіміко-термічної обробки.....	78

6.2 Цементация.....	78
6.3 Азотування.....	80
6.4 Нітроцементация.....	81
6.5 Ціанірування.....	81
Питання для самоконтролю.....	82
<b>Розділ 7 Сплави на основі кольорових металів.....</b>	<b>83</b>
7.1 Алюміній і сплави на його основі.....	83
7.2 Мідь і сплави на її основі.....	86
7.3 Магній і сплави на його основі.....	88
7.4 Титан і сплави на його основі.....	89
7.5 Підшипникові (антифрикційні) сплави.....	90
Питання для самоконтролю.....	91
<b>Розділ 8 Порошкові матеріали. Композиційні матеріали.....</b>	<b>92</b>
8.1 Порошкові матеріали.....	92
8.2 Композиційні матеріали.....	100
Питання для самоконтролю.....	102
Додаток 1 Діаграми стану для самостійного аналізу.....	103
Додаток 2 Мікроструктура залізовуглецевих сплавів.....	104
<b>Література.....</b>	<b>113</b>

## ПЕРЕДМОВА

Навчальний посібник з матеріалознавства призначений для студентів вищих навчальних закладів технічного спрямування, які вивчають цю дисципліну. Посібник написаний у відповідності з вимогами до навчально-методичної літератури на основі багаторічного досвіду викладання дисципліни "Матеріалознавство".

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

# Розділ 1

## Кристалічна будова металів.

### 1.1 Загальна характеристика металів

Всі метали і металеві сплави – тіла *кристалічні*, атоми розташовані в них закономірно на відміну від аморфних тіл, де атоми розташовуються хаотично.

Метали, якщо їх отримують звичайним способом, є тілами полікристалічними, які складаються з великої кількості дрібних ( $10^{-1}$  -  $10^{-5}$  см), по різному орієнтованих відносно один до одного кристалів. Внаслідок умов кристалізації вони мають неправильну форму і називаються *кристалітами* або *зернами* (рис.1).

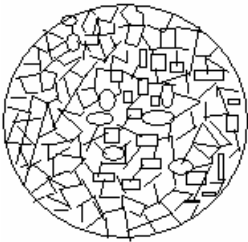


Рис. 1 – Схема кристалічної будови металу

Метали в твердому стані мають низку характерних властивостей:

- високу тепло- та електропровідність;
- позитивний температурний коефіцієнт електричного опору; з підвищенням температури електричний опір чистих металів росте; у більшості металів при температурі, близькій до абсолютного нуля, електричний опір падає практично до нуля (явище надпровідності);
- термоелектронну емісію, тобто здатність випускати електрони при нагріванні;
- метали непрозорі і мають металевий блиск;
- метали мають підвищену здатність до пластичного деформування.

Наявність цих властивостей і характеризує так званий *металевий стан речовини*.

### 1.2 Атомно-кристалічна будова металів

Під атомно-кристалічною будовою металів розуміють взаємне розташування атомів у кристалі. Якщо через центри атомів умовно провести лінії, то отримаємо уявну просторову сітку, яку називають просторовою або *кристалічною ґраткою (решіткою)* – рис.2. Жирними лініями виділено найменший паралелепіпед із сторонами *a*, *b* і *c*, послідовними переміщеннями якого в просторі вздовж трьох осей *x*, *y* і *z* може бути побудована вся ґратка або кристал.

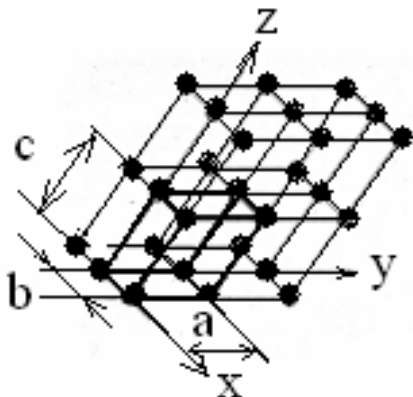


Рис. 2 – Кристалічна ґратка

Найменший об'єм кристалу, який дає уявлення про атомну структуру металу, має назву *елементарної кристалічної комірки (чатунки)*. Вся ґратка або кристал побудована шляхом послідовного переміщення у просторі такої елементарної комірки.

Переважає більшість металів утворюють одну з наступних видів кристалічної комірки: 1) кубічну об'ємно-центровану – ОЦК - ґратку (рис.3, а); 2) кубічно гранецентровану – ГЦК - ґратку (рис.3, б); 3) гексагональну щільноупаковану – ГЦУ – ґратку (рис.3, в).

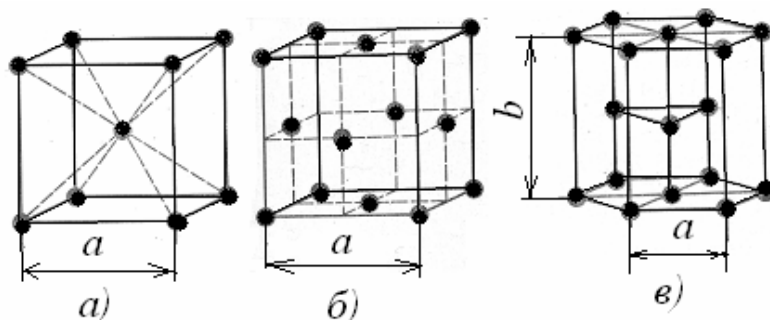


Рис. 3 – Типи кристалічних ґраток

Розміри кристалічної ґратки характеризуються величинами періодів, якими позначаються відстані між найближчими паралельними атомними площинами, що утворюють елементарну комірку (див. рис.3). Період ґратки вимірюється в **ангстремах** ( $1\text{Å} = 10^{-10}\text{ м}$ ) і знаходиться в межах  $1...7\text{Å}$ .

Очевидно, що щільність розташування атомів по різних площинах кристалічної комірки неоднакова. Так, наприклад, площині, що проходить через грань комірки ОЦК-ґратки, належить лише один атом, а площині, яка проходить через діагональ цієї ж ґратки – 2 атоми. Внаслідок цього різні властивості (хімічні, фізичні, механічні) кожного кристалу в різних площинах і напрямках будуть різними. Це явище називається **анізотропією**. Технічні метали є полікристалічними, тобто складаються з великої кількості анізотропних кристалів. Оскільки ці кристали статистично неупорядковано орієнтовані відносно один одного, то властивості полікристалічного тіла практично однакові по всім напрямкам, тобто полікристалічне тіло є ізотропним. Якщо ж внаслідок значної холодної деформації створити переважну орієнтованість кристалів у певних напрямках (створити текстуру), то полікристалічний метал набуде анізотропії властивостей.

### 1.3 Дефекти кристалічної будови металів

В реальному кристалі завжди є дефекти будови. Вони поділяються на *точкові, лінійні та поверхневі*.

**Точкові дефекти.** До них відносяться *вакансії*, тобто вузли ґратки, в яких атоми відсутні внаслідок їх переходу на поверхню границь зерен, порожнин, тріщин, в міжвузловий простір тощо (рис.4, а-в). З ростом температури концентрація вакансії зростає і може досягти 1% по відношенню до числа атомів у кристалі. Вакансії утворюються і внаслідок пластичного

деформування. Точкові дефекти призводять до місцевого спотворення кристалічної ґратки (рис.4, в,г).

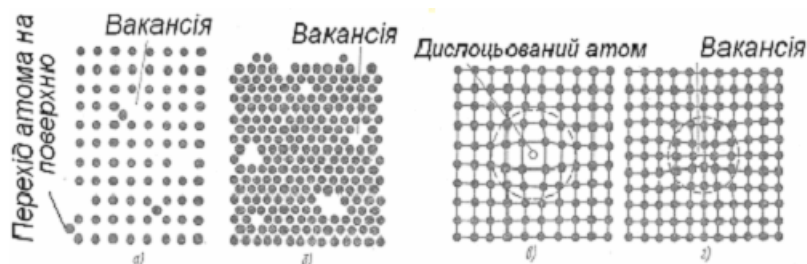


Рис. 4 – Точкові дефекти кристалічної ґратки

**Лінійні дефекти.** Ці дефекти називаються *дислокаціями*. Вони мають невеликі розміри у двох вимірах і значну протяжність у третьому вимірі. На рис. 5 показано, як утворюється дислокація в кристалі під впливом зсуву. Якщо верхню частину кристалу зсунути відносно нижньої на одну міжатомну відстань, причому зафіксувати положення, коли зсув охоплює не всю площину а тільки її частину ABCD, то границя АВ між ділянкою, де ковзання вже відбулося, і ділянкою, де цього ще не сталося і буде дислокацією.

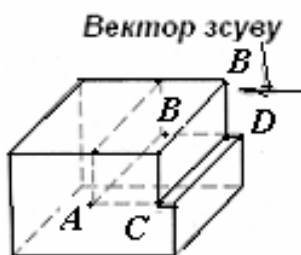


Рис. 5 – Зсув, що створює дислокацію

Дислокації утворюються при кристалізації металів а також при пластичному деформуванні і фазових перетвореннях.

**Поверхневі дефекти.** Ці дефекти невеликі тільки в одному вимірі. Вони являють собою поверхні розділу між окремими зернами або їх блоками (субзернами).

Границі між окремими зернами мають ширину 5...10 міжатомних відстаней і атоми тут розташовані не так упорядковано, як в самому зерні. Крім того, по границях зерен в технічних металах концентруються домішки, що ще більш порушує правильний порядок розташування атомів.

Кожне зерно металу складається з окремих блоків (субзерен), які утворюють так звану мозаїчну структуру або субструктуру (рис.1.6). Блоки, або субзерна, в межах одного зерна повернуті відносно один до іншого на кут від кількох секунд до кількох мінут і їх границі також є дефектами структури.

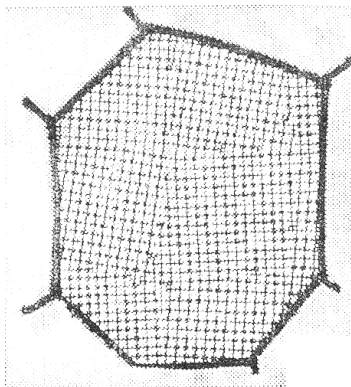


Рис. 6 – Схема зерна і блочної структури

#### 1.4 Дифузія.

Багато процесів, які відбуваються в металах і сплавах (процес кристалізації, фазові перетворення, рекристалізація та ін.), мають дифузійний характер. Під дифузією розуміють переміщення атомів у кристалічному тілі на відстані, що перевищують середні міжатомні відстані певної речовини. Дифузія протікає від об'ємів з більшою концентрацією до

об'ємів з меншою концентрацією і з тим більшою швидкістю, чим вище температура. І чим менший радіус атомів, що дифундують. Найлегше дифузія протікає по поверхням і границям зерен, де зосереджуються дефекти кристалічної будови – вакансії, дислокації та ін.

### 1.5 Поліморфізм в металах.

Багато металів в залежності від температури можуть мати різні типи кристалічної ґратки, або іншими словами, існувати в різних поліморфних модифікаціях. Внаслідок поліморфних перетворень атоми кристалічного тіла, що мають ґратку одного типу, перебудовуються таким чином, що утворюється ґратка іншого типу. Зазвичай, поліморфну модифікацію, стійку при більш низькій температурі, для більшості металів прийнято позначати літерою  $\alpha$ , при вищій температурі  $\beta$ , потім  $\gamma$ , і т.д. Перехід чистого металу з однієї поліморфної модифікації в іншу протікає при постійній температурі і супроводжується виділенням теплоти, коли перетворення проходить при охолодженні, або поглинанням теплоти – у випадку нагрівання. Поліморфні перетворення супроводжуються зміною усіх властивостей металів: густини, тепло- та електропровідності, механічних, хімічних, магнітних властивостей тощо. Поліморфними є такі метали як залізо, манган, олово, титан, кобальт та ін.

### 1.6 Формування структури металу при кристалізації.

Перехід металу при його охолодженні з рідкого стану в твердий (кристалічний) називається кристалізацією. Змінюючи швидкість охолодження, процесом кристалізації можна керувати і, таким чином, отримувати бажану структуру металу.

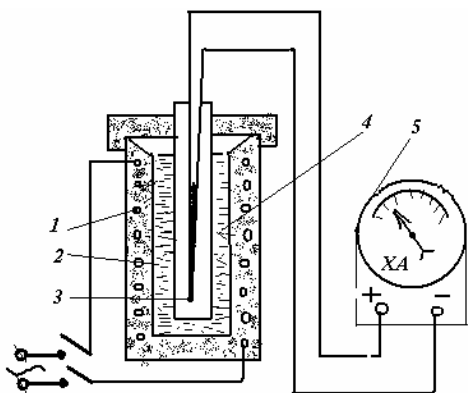
#### 1.6.1 Термічний аналіз

Для дослідження перетворень в металі під час його охолодження з рідкого стану до кімнатної температури, наприклад, для побудови кривих охолодження використовують *термічний аналіз*, суть якого полягає в неперервному вимірюванні температури металу з рідкого стану до кімнатної температури ( $20^{\circ}\text{C}$ ). Фіксуючи температурні показники через проміжки часу з можливо меншим інтервалом ( $\approx 10\text{с}$ ) а потім наносячи ці дані на графік, побудований в координатах Температура – Час, отримуємо *криву охолодження* (див. рис.8). Для вимірювання температури найчастіше використовують *термопари*. Термопарою називається датчик температури, який складається з двох спаяних між собою різнорідних струмопровідних дротів 3 (рис.7) – *термоелектродів*. Якщо місця контактів термоелектродів знаходяться при різних температурах, то в ланцюзі термопари виникає електрорушійна сила, величина якої визначається температурами гарячого і холодного контактів і природою матеріалів, з яких виготовлені термоелектроди. Зазвичай, напруга цього струму  $5\text{...}60\text{ мВ}$  і її можна зафіксувати на мілівольтметрі 5.

Термопари виготовляють з такими парами термоелектродів: сплав нікелю і алюмінію (*алюмель*) – один електрод, другий – сплав нікелю з хромом (*хромель*); пара платина-платинородій та ін. Спаяний кінець термоелектродів занурюють в розплавлений метал і через кожні  $5\text{...}10\text{ с}$  записують показники реєструючого приладу, шкала якого проградуєвана в градусах за Цельсієм.



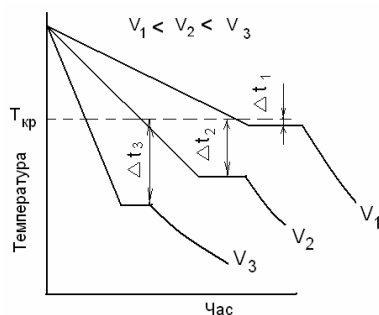
Потім будують криву охолодження (*термічну криву*). Всі зміни напрямку, які спостерігаються на кривій охолодження при певних температурах, називаються *критичними точками*. При цих температурах в металах відбуваються ті чи інші перетворення (кристалізація, поліморфні перетворення тощо).



*Рис.7 – Схема установки для проведення термічного аналізу металів і сплавів:*

*1 – електроніч; 2 – тигель; 3 – термонар;  
4 - розплавлений метал (сплав); 5 – гальванометр.*

На термічних кривих (кривих охолодження), побудованих для чистих металів, чітко будуть зафіксовані горизонтальні площадки, які свідчать про те, що на певному етапі охолодження температура деякий час падати не буде, тобто буде сталою, незважаючи на відвід теплоти при охолодженні. Ця стала температура є *температурою кристалізації*, а те, що вона деякий час не змінюється, пояснюється виділенням так званої *захованої теплоти кристалізації*. На рис.8 наведені термічні криві металу, отримані при його охолодженні з різною швидкістю  $v$ . Як видно з рисунка, температури кристалізації понижуються із зростанням швидкості охолодження. Різниця між цими температурами  $\Delta t$  називається ступенем переохолодження. На цьому графіку температура  $T_{кр}$  відповідає рівноважній температурі кристалізації (або плавлення при нагріванні), при якій обидві фази (рідка і тверда) можуть співіснувати одночасно і при цьому безкінечно довго. Процес кристалізації при цій температурі ще не починається, а почнеться лише тоді, коли буде досягнутий деякий ступінь переохолодження. Чим більша швидкість охолодження, тим більший  $\Delta t$  і процес кристалізації проходить при температурах, що лежать значно нижче рівноважної температури кристалізації. При надзвичайно повільній швидкості охолодження ступінь переохолодження буде дуже малим і можна вважати, що горизонтальна площадка на кривій охолодження і буде рівноважною температурою, тобто такою, що відповідає теоретичним значенням температур кристалізації (або плавлення при нагріванні), які наводяться в довідниковій літературі. Ступінь переохолодження залежить від природи і чистоти металу. Чим чистіший метал, тим він більш схильний до переохолодження. Зазвичай, ступінь переохолодження для металів технічної чистоти становить  $10...30^{\circ}\text{C}$ .



*Рис. 8 – Криві охолодження при кристалізації металу*

Процес кристалізації починається з утворення кристалічних зародків (центрів кристалізації) і продовжується в процесі росту їх кількості і розмірів. Мінімальний розмір зародка, здатного до росту при певних температурних умовах, називається **критичним**. Поки кристали, що утворились з рідини, ростуть вільно, вони мають більш-менш правильну геометричну форму. Однак, як тільки вони починають стикатися з іншими кристалами, їх правильна форма порушується і подальший їх ріст продовжується тільки в тих напрямках, де є вільний доступ рідини, яка їх "живить". В результаті після повного затвердіння кристали мають неправильну зовнішню форму і тому називаються кристалітами або зернами.

В рідкому металі атоми розташовані не так правильно, як у твердому стані, де зберігається упорядкована кристалічна ґратка на великих відстанях і де має місце так званий **далекий порядок**. В рідкому металі зберігається тільки **близький порядок**, коли впорядковане розташування атомів розповсюджується на дуже незначні відстані тільки в межах невеликих об'ємів металу. В чистому від домішок металі найбільші такі об'єми стають зародками (центрами кристалізації).

Із збільшенням ступеня переохолодження (тобто із збільшенням швидкості охолодження і, таким чином, з пониженням температури кристалізації) розмір критичних зародків зменшується і, як наслідок, їх кількість значно зростає, що приводить до утворення дрібнозернистої структури металу з кращими механічними властивостями, особливо в'язкістю і пластичністю.

Такий механізм кристалізації з довільним (спонтанним) утворенням зародків спостерігається тільки у високочистому рідкому металі. В технічних же металах і сплавах завжди присутні різноманітні частки (оксиди, неметалеві включення тощо), які можуть виконувати роль центрів кристалізації у випадку, коли вони мають однаковий тип кристалічної ґратки з основним металом і коли різниця в параметрах цих ґраток не перевищує 9%.

З метою отримання дрібного зерна в рідкий метал часто вводять спеціальні домішки. Це так звані **модифікатори** – речовини, які практично не змінюючи хімічного складу, викликають при кристалізації подрібнення зерен і покращання механічних властивостей. **Модифікування** застосовують для магнієвих, алюмінієвих, залізобуглецевих та інших сплавів.

#### **Питання для самоконтролю**

1. Чим характеризується металевий стан речовини?
2. Які основні типи кристалічних ґраток Ви знаєте?
3. Які дефекти кристалічної будови металів Вам відомі?
4. Як впливають дефекти кристалічної будови на властивості металів?
5. Які метали називаються поліморфними?
6. В чому полягає суть термічного аналізу?
7. Як будуються криві охолодження металів?
8. Що таке критичні точки?
9. Що таке ступінь переохолодження?
10. Як впливає ступінь переохолодження на структуру металів?
11. Що таке далекий та близький порядок?
12. В чому полягає суть процесу модифікування металів?

12. Що таке сплави?
13. Що називається компонентом, фазою, структурою, структурною складовою?
14. В чому полягає суть макроструктурного аналізу металів? Які основні методи макроструктурного аналізу Ви знаєте?
15. Що досліджується при мікроструктурному аналізі металів і сплавів?

## Розділ 2

### Основи теорії сплавів

Чисті метали мають низьку міцність і не забезпечують в багатьох випадках потрібних властивостей, тому вони не застосовуються як конструкційні матеріали. Найчастіше використовують сплави, які виготовляють сплавленням кількох металів або металів з неметалами. Сплави можна також одержувати спіканням порошків відповідних компонентів. Хімічні елементи, що входять до складу сплаву, називають **компонентами**. В загальному вигляді їх позначають великими літерами латинського алфавіту - **A, B, C, D** і т.д.

#### 2.1 Система, фаза, структура

В матеріалознавстві використовують такі поняття як **система, фаза, структура**. Сукупність фаз в сплаві, що знаходяться в рівновазі, називають **системою**. **Фазами** називають однорідні (гомогенні) частини системи, які мають однаковий склад, кристалічну будову і властивості, один і той же агрегатний стан (твердий, рідкий), відокремлені від решти частин поверхнею розділу і які можна видалити із системи певними фізико-хімічними методами. Під **структурою** розуміють форму, розміри і взаємне розташування відповідних фаз в металах чи сплавах.

**Структурними складовими** сплаву називають окремі частини сплаву, які мають однакову будову з притаманними їм характерними особливостями. Структурні складові, зазвичай, мають у своєму складі кілька фаз.

При дослідженнях металів і сплавів розрізняють **макроструктуру** і **мікроструктуру**. Макроструктура – це будова сплаву або металу, яка видима неозброєним оком або при невеликому збільшенні в 15...30 разів. Мікроструктура ж спостерігається при великих збільшеннях за допомогою мікроскопа.

Макроструктуру можна досліджувати по зламах і на спеціальних макрошліфах. Дослідження зламів – **фрактографія** – це найбільш простий метод виявлення кристалічної будови металів. По зламу можна судити про розмір зерна, особливостях виплавки і лиття, термічної обробки, а, отже, і про властивості металу. Вид зламу використовують як критерій при визначенні схильності сталі до крихкого руйнування.

Макрошліфи – це зразки, які вирізають із крупних заготовок (виправків, поковок тощо), поверхню яких ретельно шліфують, протравлюють (обробляють спеціальними реактивами – розчинами кислот або лугів) і досліджують неозброєним оком або за допомогою лупи при збільшенні до 30 разів.

При дослідженні макрошліфів можна визначити форму і розташування зерен в литому металі, волокна (деформовані кристаліти) в поковках, дефекти, що порушують цілісність металу (раковини, газові пухирі, тріщини тощо), хімічну неоднорідність (**ліквацію**).

Дослідження макроструктури, незважаючи на свою простоту, є цінним і необхідним методом вивчення матеріалів.

Мікроструктура показує взаємне розташування фаз, їх форму та розміри. Для дослідження мікроструктури з металу вирізають невеликий зразок, одну з

площин якого шліфують, потім полірують, діють на поліровану поверхню спеціальним реактивом (протравлюють зразок). Реактив, взаємодіючи з різними фазами, діє на них по-різному: одні протравлює на більшу глибину, інші – на меншу. Протравлені на більшу глибину в полі зору мікроскопа виглядатимуть темнішими, на меншу – світлішими. Спостереження за мікроструктурою здійснюють на мікроскопах – оптичних та електронних. На оптичних мікроскопах корисне збільшення досягає не більше 2000 разів і на них можна розглядати елементи структури, розміри яких не менші за 0,2 мкм (2000 Å). На електронних мікроскопах можна розрізняти деталі розмірами 2 ...5 Å, тобто такі, що за своїми розмірами дорівнюють міжатомним відстаням. На них можна спостерігати дефекти кристалічної будови.

## 2.2 Фази в металевих сплавах

В сплавах в залежності 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.

### 2.2.1 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 компонента **В** замінюють частину атомів розчинника **А** в його кристалічній ґратці (рис. 9, *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. 9, *б*).

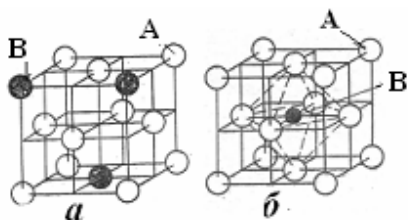


Рис. 9 – Схеми твердих розчинів заміщення (*а*) і проникнення (*б*)

Оскільки розміри атомів розчинника і розчиненого компонента різні, то при утворенні твердого розчину кристалічна ґратка завжди спотворюється (рис.10, *а* і *б*).

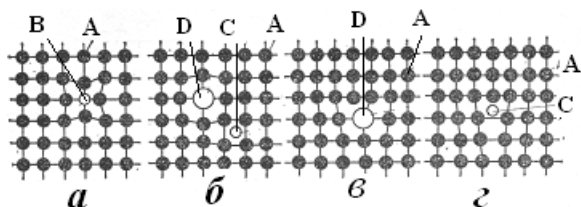
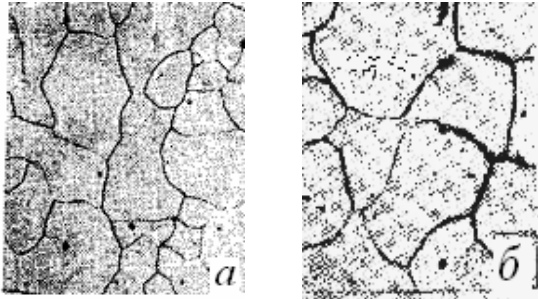


Рис. 10 – Спотворення кристалічної ґратки при утворенні твердого розчину заміщення (атоми *В*, і *D*) і проникнення (атом *С*)

Атоми розчиненого компонента нерідко скопичуються біля дислокацій (рис.10,  $\epsilon$  і  $z$ ).

Мікроструктура твердих розчинів в умовах рівноваги являє собою однорідні кристалічні зерна, що мало чим відрізняється від структури чистого металу (рис.11)



*Рис. 11 – Мікроструктури чистого заліза (а) і твердого розчину вуглецю в залізі (б)*

Усі метали в тій чи іншій мірі можуть взаємно розчинятися один в одному в твердому стані без зміни типу кристалічної ґратки компонента-розчинника. В тих випадках, коли компоненти можуть замішувати один одного в кристалічній ґратці в 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 при таких умовах:

- компоненти повинні мати однакові за типом (ізоморфні) кристалічні ґратки;
- різниця в атомних розмірах компонентів не повинна перевищувати 8...15 %;
- компоненти повинні 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.

### **2.2.2 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.

### 2.2.3 Окремі компоненти як фази

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

### 2.2.4 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.

## 2.3 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 і 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 прийняти тільки один фактор – температуру, оскільки тиск в реальних умовах існування сплавів мало впливає на їх фазову рівновагу в рідкому, і тим більше, в 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, чи відбувається це перетворення при кристалізації чи після її закінчення, тобто в твердому стані. Так, якщо при кристалізації двохкомпонентного сплаву з рідкої фази виділяється дві тверді фази, наприклад, два твердих розчини, то таке положення і буде називатися нонваріантним і воно буде продовжуватися до тих пір, поки не зміниться температура. На кривій охолодження, якщо ми таку криву методом термічного аналізу будемо будувати, буде горизонтальна площадка. При подальшому охолодженні деяких двохкомпонентних сплавів уже в твердому стані також може настати такий момент, що 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.

## 2.4 Формування структури сплавів при кристалізації

### 2.4.1 Діаграми стану

Діаграми стану, або діаграми фазової рівноваги в зручній графічній формі показують фазовий склад сплаву в залежності від температури і концентрації. Діаграми стану будують для умов рівноваги, яка може бути досягнута при дуже повільних швидкостях охолодження або тривалому нагріванню. При цих саме умовах діаграми стану дозволяють визначати фазові перетворення. В практичних умовах справжня рівновага досягається рідко. Частіше всього настає метастабільний (нестабільний) стан, коли сплави мають обмежену стійкість. Але тут дуже важливо, що такі метастабільні стани часто надають сплавам високих механічних та 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.12, *a*) і по їх перегинам або зупинкам, 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 (див.рис.12, *б*)

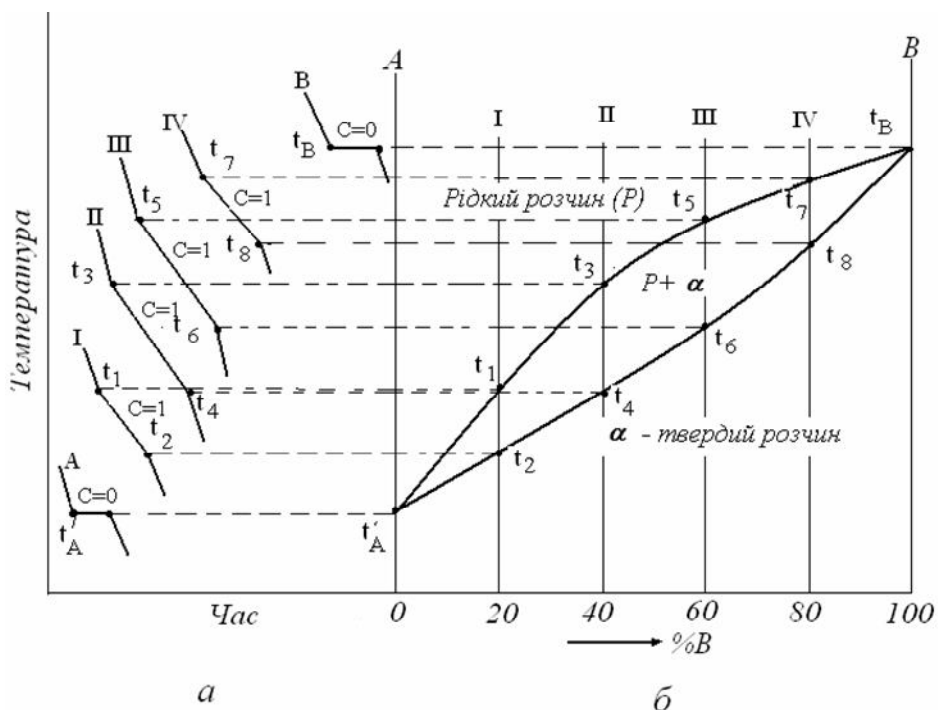
### 2.4.2 Діаграми стану систем з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані

Побудова діаграми стану системи з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані наведена на рис.12. Температура охолодження чистого компонента А рівномірно знижується до  $t_A$  (крива А на рис. 12, *a*), при якій



компонент А і затвердіває. На кривій спостерігається температурна зупинка (горизонтальна лінія), оскільки у відповідності з 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 (рис. 12, а, крива В).

При охолодженні сплаву І температура знижується до  $t_1$  (рис.12, а), при якій починається процес кристалізації, про що свідчить перегин на кривій охолодження (критична точка), пов'язаний з уповільненням швидкості охолодження внаслідок виділення *захованої теплоти кристалізації*.



**Рис. 12** – Побудова діаграми стану для випадку повної взаємної розчинності компонентів А і В у твердому стані

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

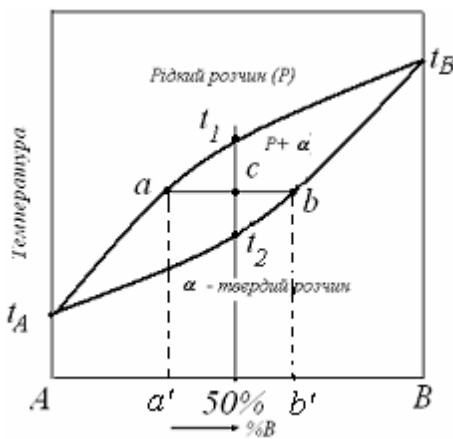
При досягненні температури  $t_2$  (друга критична точка на цій кривій, рис.12, а) сплав затвердіває і при подальшому пониженні температури існуватиме тільки  $\alpha$  - твердий розчин. Аналогічно відбувається кристалізація і решти сплавів цієї системи (сплавів II, III, IV).

Якщо знайдені критичні точки для цих сплавів ( $t_A, t_B, t_1 - t_8$ ) з рис.12, а перенести на діаграму, де по осі абсцис нанесений склад сплаву, а по осі ординат – температура (рис.12, б) і 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 затвердівання всього ряду сплавів відбувається при температурах, які лежать на лінії  $t_A t_1 t_3 t_5 t_7 t_B$  (рис.12, 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. Лінія солідус є температурною границею області рідкого сплаву і кристалів твердої фази –  $\alpha$  - твердого розчину. 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.13). 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  $t_1 - t_2$ . Однак, кожній температурі відповідають визначені кількість і концентрація фаз.



**Рис. 13** – Діаграма стану для випадку необмеженої розчинності компонентів А і В у твердому стані

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 проекція точки перетину коноди з лінією солідус (точки  $a$ ) на вісь концентрації (точка  $a'$ ) покаже склад рідкої фази, а проекція точки перетину коноди з лінією солідус (точки  $b$ ) на вісь концентрацій (точка  $b'$ ) – склад твердої фази ( $\alpha$  - твердого розчину).

В процесі кристалізації змінюються 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). У відповідності 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 перемінний хімічний склад, який залежить від температури. Однак, при

повільному охолодженні процесу дифузії в рідкій і твердій фазах і між фазами встигають за процесом кристалізації, тому склад кристалітів вирівнюється. В цих умовах сплав після затвердіння буде складатися з однорідних кристалічних зерен твердого розчину (див.рис.11, а), а їх склад буде відповідати початковому складу сплаву.

В загальному вигляді твердий розчин зображається так, як показано на рис. 14.

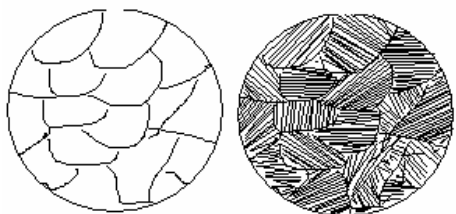


Рис. 14 – Зображення мікроструктури твердого розчину

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 кристалу, 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 понижує 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**.

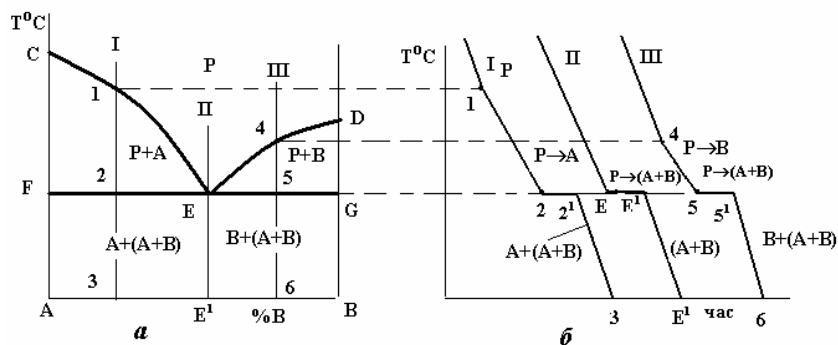
### 2.4.3 Діаграми стану систем з відсутністю взаємної розчинності компонентів у твердому стані

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. 15) опускається донизу з точок С і D. Обидві гілки лінії ліквідусу (СЕ і DE) перетинаються в точці E. 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 E є спільною для обох кривих, отже, рідина такого складу гранично насичена обома компонентами, вони й будуть кристалізуватися одночасно і разом:  $P_E$

→(A+B) (*читається*: рідина складу точки E перетворюється в суміш двох фаз, тобто компонентів A і B).

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.



**Рис. 15** – Діаграма стану (а) і криві охолодження (б) системи з відсутністю взаємної розчинності компонентів у твердому стані

При кристалізації будь-якого сплаву цієї системи склад рідини буде змінюватися вздовж лінії ліквідусу до евтектичної точки E, тобто кристалізація усіх сплавів закінчується утворенням евтектики. Оскільки це відбувається 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.15, а сплав II).

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. 16, а). Кількісний склад цих складових може бути визначено за правилом важеля. Так, кількість евтектики 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:

$$\%A = \frac{3 - E^1}{A - E^1} 100; \quad \%E_{\text{евт}} = \frac{A - 3}{A - E^1} 100$$

Евтектичний сплав II має всього один етап кристалізації – утворення евтектики, і, таким чином, одну структурну складову – евтектику (рис.16, 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. 16, в).

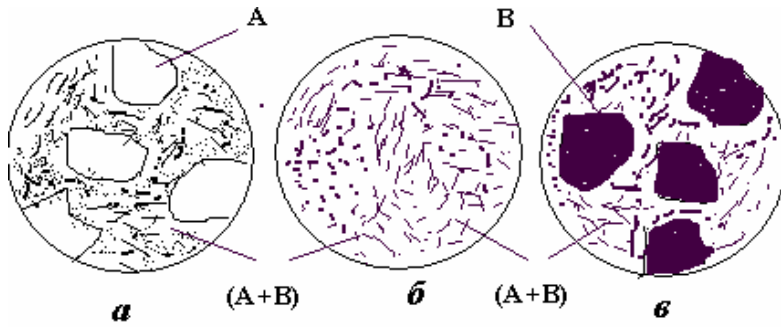


Рис. 16 – Схеми мікроструктур доевтектичного (а), евтектичного (б) та заевтектичного (в) сплавів

#### 2.4.4 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.

##### 2.4.4.1 Діаграма стану систем з утворенням обмежених твердих розчинів і евтектичним перетворенням (рис.17)

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 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 положення цих ліній видно, що взаємна розчинність компонентів із зниженням температури зменшується.

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 невірноваженим, починається його розпад із виділенням надлишкового компонента.

Найчастіше це відбувається на межах зерен відповідного твердого розчину у вигляді окремих дисперсних часток або суцільних прошарків (див.рис.17).

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 FN, 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.18).

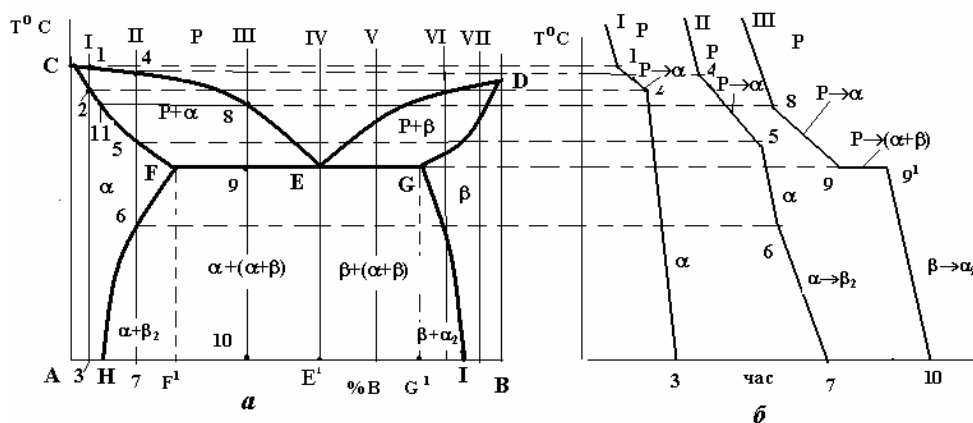


Рис. 17 – Діаграма стану (а) і криві охолодження (б) системи з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і евтектичним перетворенням

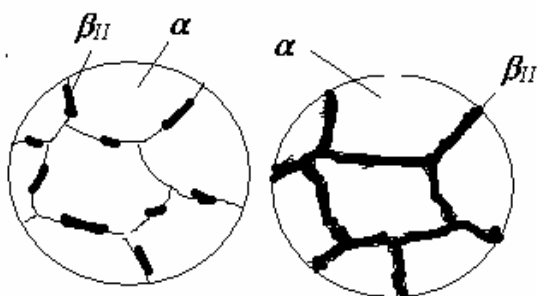


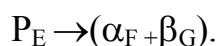
Рис. 18 – Схеми мікроструктури сплаву II (рис.17)

Таку остаточну структуру мають усі сплави в області FHF<sub>1</sub> 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 кристалізації 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.

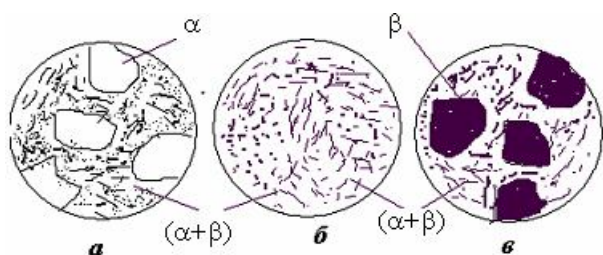
Аналогічно відбувається кристалізація сплавів, що знаходяться між точками G та I (наприклад, сплаву VI). Тільки в цих сплавах пересиченим розчином є  $\beta$ -твердий розчин і з нього виділяється при охолодженні нижче лінії GI надлишковий компонент А у вигляді  $\alpha$ -твердого розчину.

Кристалізація сплаву III відбувається в три етапи. На першому з них, в інтервалі температур 8-9, з рідини виділяється 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.19, а.



**Рис. 19** – 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.19,в).

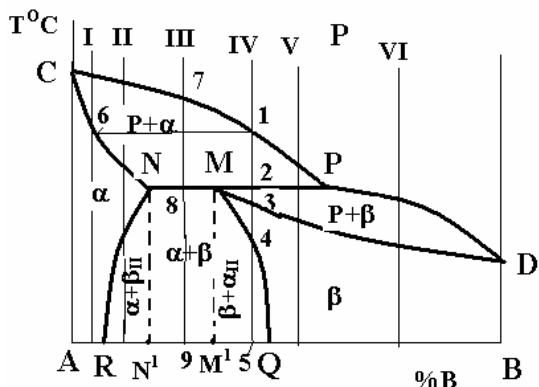
#### 2.4.4.3 Діаграми стану з перитектичним перетворенням (рис.20)

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 від 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  $MQM^1M$  ( $\beta + \alpha_{II}$ ).

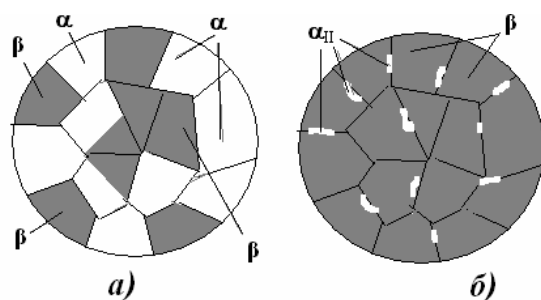
На лінії NMP відбувається **перитектичне перетворення**: рідина та кристали, що раніше виділилися з неї, у взаємодії між собою утворюють нову тверду фазу:  $P_P + \alpha_N \rightarrow \beta_M$ . (читається: рідина складу точки P і кристали  $\alpha$ -фази складу точки N перетворюються на кристали  $\beta$ -фази складу точки M). Остання реакція перитектичного перетворення відбувається з повним використанням двох вихідних фаз лише для одного сплаву – складу точки  $M_1$ . 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.



*Рис. 20 – 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.20, *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 NM 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  $\beta_{II}$  (рис.21, *б*)



*Рис. 21 – Схеми мікроструктур сплавів III (a) і IV (б) (рис.20)*

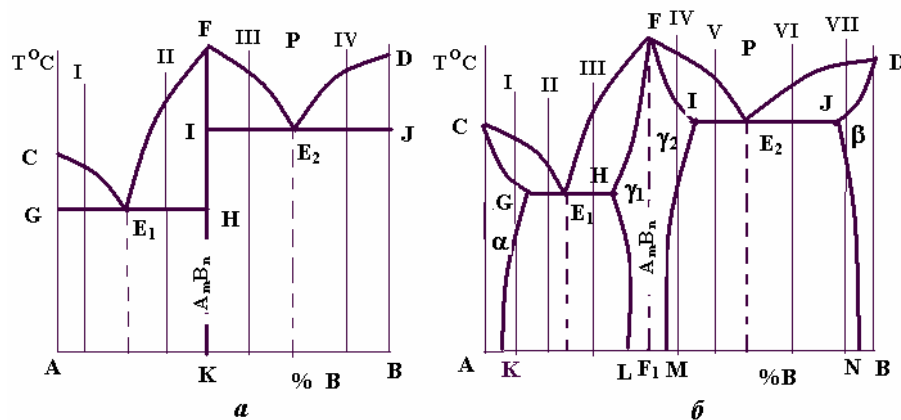
#### 2.4.5 Діаграми стану систем з хімічними сполуками

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

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. 22 показані два можливих варіанти: **a** – з відсутністю розчинності компонентів у твердому стані і **б** – з утворенням обмежених твердих розчинів на основі як чистих компонентів, так і хімічної сполуки —  $\alpha$ -,  $\beta$ - і  $\gamma$ -фаз.



**Рис. 22 –**  
Діаграми стану систем з хімічними сполуками

Систему, діаграма стану якої зображена

на рис. 22, **a**, можна розглядати як сукупність двох систем з компонентами А і  $A_m B_n$  та В і  $A_m B_n$ . Ці дві системи розділені вертикаллю FK. У кожній з підсистем утворюється власна евтектика –  $E_1$  як суміш двох фаз – (А +  $A_m B_n$ ) і  $E_2$  (В +  $A_m B_n$ ). Кристалізація і формування структур, наприклад, сплавів I, II, III, IV відбувається аналогічно тим, що були розглянуті нами в пункті 2.3.3, рис. 15 і 16

Для систем, діаграма стану яких показана на рис.22, **б**, характерним є утворення обмежених твердих розчинів: твердого розчину хімічної сполуки  $A_m B_n$  в компоненті А —  $\alpha$ -фази; твердого розчину хімічної сполуки в компоненті В —  $\beta$ -фази та твердих розчинів компонентів А і В в хімічній сполуці – відповідно  $\gamma_1$ -фази і  $\gamma_2$ -фази. Зазвичай ці тверді розчини  $\gamma_1$  і  $\gamma_2$  розглядаються як один твердий розчин —  $\gamma$ -фаза. Тому на діаграмі (рис.22, **б**) область FIMLHF розглядається як однофазна з твердим розчином  $\gamma$ . Пунктирна лінія  $FF^1$  ділить цю область на дві частини: ліворуч від неї  $\gamma$ -фазу можна вважати твердим розчином компонента А в хімічній сполуці  $A_m B_n$ , праворуч – твердим розчином компонента В в цій же сполуці.

Евтектики в цій системі складаються з суміші кристалів твердих розчинів:

$$E_1(\alpha+\gamma), \quad E_2(\gamma+\beta)$$

Кристалізація сплавів і формування остаточних структур в цій системі відбувається аналогічно розглянутих в п.2.2.4 і на рис.17, 18 і 19.

#### 2.4.6 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 і 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 і їх високотемпературні модифікації ( $A_\beta$  і  $B_\beta$ ) утворюють неперервний ряд  $\beta$ -твердих розчинів (рис.23), а низькотемпературні  $A_\alpha$  і  $B_\alpha$  - 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).

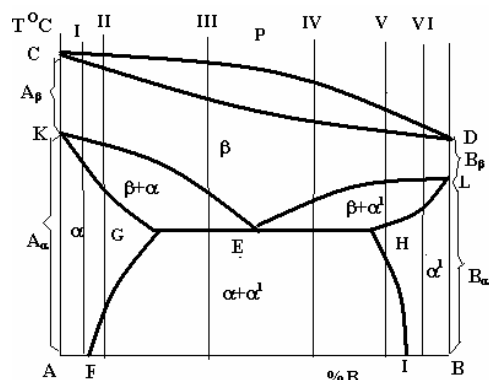


Рис. 23— Діаграма стану системи, компоненти якої мають поліморфні перетворення

Лінії GF і HI на діаграмі стану є лініями сольвусу.

Сплави в інтервалі між точками G і E називаються **доевтectoїдними**, а сплави в інтервалі між точками E і H — **заевтectoїдними**. Схеми структур цих

сплавів зображуються аналогічно тим, які зображені на рис.19.

В додатку 1 наведені діаграми стану, які пропонуються студентам для самостійного аналізу.

## 2.5 Особливості фазових перетворень у сплавах у твердому стані

В багатьох сплавах після їх затвердіння, тобто в твердому стані, відбуваються фазові перетворення. Вони викликані поліморфними перетвореннями і розпадом твердих розчинів у зв'язку зі зміною взаємної розчинності компонентів у твердому стані. Обидва ці випадки нами були вже розглянуті. Так, перетворення, пов'язані зі зміною розчинності компонентів у твердому стані розглядалося в п.2.4.4.1 і рис.17 і 18, а перетворення, пов'язані з поліморфними перетвореннями в п. 2.4.6 і рис. 23.

### Питання для самоконтролю

1. Які фази в сплавах Ви знаєте?
2. Що називається твердим розчином?
3. Які типи твердих розчинів Ви знаєте?
4. В чому полягає правило фаз? Як воно записується?
5. Що таке діаграма стану системи?
6. Як будуються діаграми стану?
7. Який вигляд має діаграма стану систем з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані?
8. Які фази утворюються в таких системах?
9. Які лінії на діаграмах стану називаються лініями ліквідусу? Солідусу?
- 10.Що можна визначити за правилом важеля? Як записується це правило?
- 11.Який вигляд має діаграма стану систем з відсутністю розчинності компонентів у твердому стані?

12. Які сплави називаються евтектичними, доевтектичними, заевтектичними?
13. Яку структуру мають евтектичні, доевтектичні, заевтектичні сплави?
14. Який механізм евтектичного перетворення? Як воно записується?
15. Яка структура називається евтектикою?
16. Який вигляд мають діаграми стану систем з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і евтектичним перетворенням?
17. Які сплави цих систем відносяться до доевтектичних? Евтектичних? Заевтектичних?
18. Яку структуру мають такі сплави після повного їх охолодження?
19. Який вигляд мають діаграми стану систем з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і перитектичним перетворенням?
20. Який вигляд мають діаграми стану систем, компоненти яких утворюють хімічні сполуки та як формуються структури в таких системах?
21. Який вигляд мають діаграми стану систем з поліморфними компонентами?
22. Які перетворення в сплавах називаються евтектоїдними?
23. Яка структура називається евтектоїдом?
24. Які лінії на діаграмах стану називаються лініями сольвусу?
25. Чим викликані фазові перетворення в сплавах в твердому стані?

## Розділ 3

### Залізо та його сплави

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, є сталі та чавуни. З метою отримання заданих властивостей в сталь і чавун вносять легуючі елементи. В подальшому розглядатимуться будова і фазові перетворення в сплавах заліза з вуглецем, а також фази в сплавах заліза з легуючими елементами.

#### 3.1 Компоненти і фази в системі залізо – вуглець.

##### 3.1.1 Компоненти

**Чисте залізо** – метал сріблясто-білого кольору. Температура плавлення  $1539^{\circ}\text{C}$ , густина при кімнатній температурі  $7,68 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ . Відомі дві поліморфні модифікації заліза:  $\alpha$  і  $\gamma$ . Модифікація  $\alpha$  існує при температурах нижче  $910^{\circ}\text{C}$  і вище  $1392^{\circ}\text{C}$ . Для інтервалу температур  $1392^{\circ}\text{C} - 1539^{\circ}\text{C}$   $\alpha$ -залізо часто позначають як  $\delta$ -залізо.

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

При температурах  $910 - 1392^{\circ}\text{C}$  існує  $\gamma$ -залізо; воно парамагнітне. Критичну точку перетворення  $\alpha$ -заліза в  $\gamma$ -залізо і навпаки:  $\gamma$ -заліза в  $\alpha$ -залізо ( $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ ) 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 "r" (від фр. refroidissement – охолодження). Таким чином, критичну точку  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  – перетворення при  $910^{\circ}\text{C}$  позначають відповідно  $A_{c3}$  (при нагріванні) і  $A_{r3}$  (при охолодженні).

Кристалічна ґратка  $\gamma$ -заліза – гранецентрований куб з періодом  $3,645 \text{ \AA}$

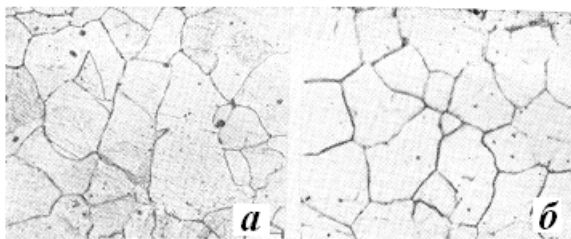
**Вуглець** – це неметалевий елемент, температура плавлення  $3500^{\circ}\text{C}$ . Поліморфний елемент. В звичайних умовах знаходиться у вигляді модифікації *графіт*, але може існувати і у вигляді метастабільної модифікації *алмаз*. Вуглець розчиняється в залізі як в рідкому так і в твердому стані, а також може утворювати з залізом хімічну сполуку – карбід заліза (*цементит*).

##### 3.1.2 Фази

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

**Ферит** ( $\Phi$ ) – твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Розрізняють низькотемпературний  $\alpha$ -ферит з розчинністю вуглецю до 0,02% при  $727^{\circ}\text{C}$  і високотемпературний  $\delta$ -ферит з найвищою розчинністю вуглецю 0,1% при

1500°C. Під мікроскопом ферит проявляється у вигляді однорідних багатогранних зерен (рис.24, а).



*Рис.24 – Структура фериту (а) і аустеніту (б), виявленого у вакуумній камері при 1000°C; x 150*

**Аустеніт** (А) – твердий розчин вуглецю в  $\gamma$ -залізі. Найвища розчинність вуглецю в  $\gamma$ -залізі 2,14% при 1147°C. Мікроструктура аустеніту – однорідні багатогранні зерна (рис.24, б).

**Цементит**. Це хімічна сполука заліза з вуглецем – карбід заліза  $Fe_3C$ . В цементиті міститься 6,67% вуглецю. Температура плавлення цементиту точно не встановлена, оскільки при нагріванні він може розпадатися на залізо і вуглець ( $Fe_3C \rightarrow 3 Fe + C$ ) і приймається приблизно 1550 °C (за іншими даними температура плавлення цементиту 1250°C). 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 малоімовірно.

В залежності 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.

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

Діаграма стану залізо – цементит показана на рис. 25. Вона показує фазовий склад і структуру сплавів з концентрацією від чистого заліза до цементиту (6,67% вуглецю).

Система Fe -  $Fe_3C$  метастабільна.

На діаграмі Fe -  $Fe_3C$  точка A (1539 °C ) відповідає температурі плавлення заліза, а точка D (~ 1550 °C ) – температурі плавлення цементиту. Точки N (1392 °C ) і D (910 °C ) відповідають поліморфному перетворенню  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ .

Характерним точкам діаграми відповідають такі концентрації вуглецю (% по масі): B – 0,51%C при температурі 1499 °C ; H – 0,1%C (найвищий вміст в  $\delta$ -фериті при 1499°C); J – 0,16%C в аустеніті при перитектичній температурі 1499°C; E – 2,14 °C (найвищий вміст в аустеніті при евтектичній температурі 1147°C ); S - 0,8%C в аустеніті при евтектоїдній температурі 727 °C; P – 0,02%C (найвищий вміст у  $\alpha$ -фериті при температурі 727 °C ).

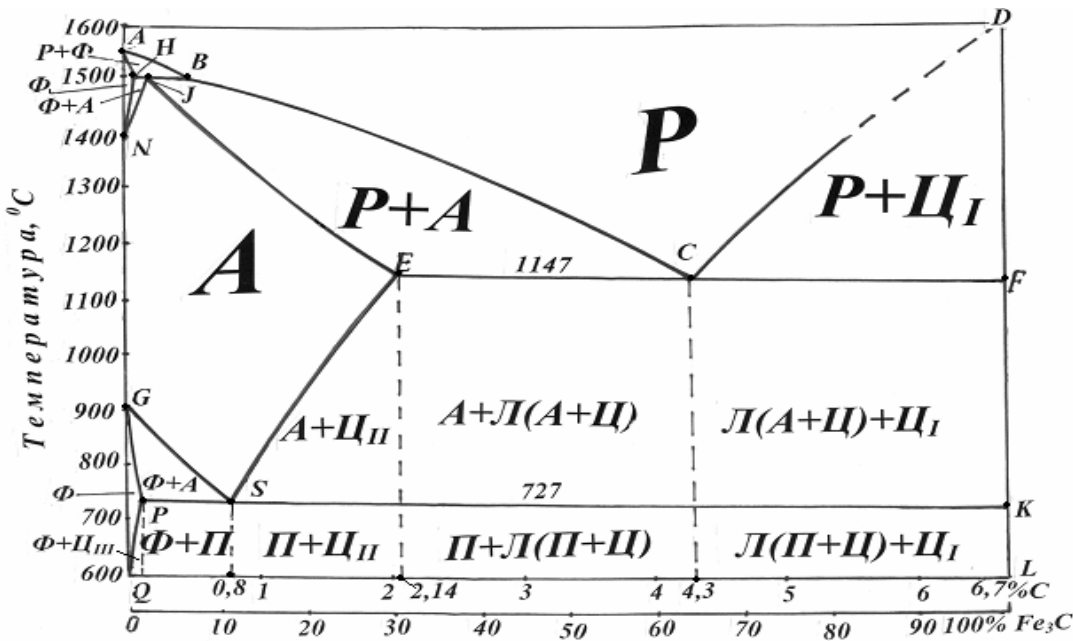


Рис.25– Діаграма стану Fe - Fe<sub>3</sub>C: А – аустеніт; Р – рідина; Ц – цементит (Ц<sub>I</sub> – первинний, Ц<sub>II</sub> – вторинний, Ц<sub>III</sub> – третинний); Ф – ферит; П – перліт; Л - ледебурит

### 3.3 Залізовуглецеві сплави.

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

1. **Технічне залізо** – сплави, в яких вміст вуглецю до 0,02% (ліворуч від точки Р).
2. **Сталі** – сплави з вмістом вуглецю 0,02 ... 2,14% (між точками Р і Е на діаграмі стану).
3. **Чавуни** – сплави з вмістом вуглецю більше 2,14%, практично до 6,67% (між точками Е і F на діаграмі стану).

#### 3.3.1 Кристалізація сплавів Fe - Fe<sub>3</sub>C.

Лінія АВ (лінія ліквідус) показує температуру початку кристалізації δ-фериту (Ф) з рідкого сплаву (Р); ВС (лінія ліквідус) відповідає температурі початку кристалізації аустеніту (А) з рідкого сплаву; CD (лінія ліквідус) відповідає температурі початку кристалізації первинного цементиту (Fe<sub>3</sub>C) з рідкого сплаву; АН (лінія солідус) відповідає закінченню кристалізації δ-фериту; нижче цієї лінії існує тільки δ-ферит; НJB – лінія перитектичної нонваріантної (С=0) рівноваги (1499 °С); при досягненні цієї температури проходить перитектична реакція Р<sub>В</sub> + Ф<sub>Н</sub> = А<sub>Ј</sub> (читається: рідина складу точки В взаємодіє з кристалами δ-фериту складу точки Н з утворенням аустеніту складу точки Ј).

Лінія ECF (лінія солідус) відповідає кристалізації **евтектики** під назвою **ледебурит** : Р<sub>С</sub> → А<sub>Е</sub> + Fe<sub>3</sub>C (читається: рідина складу точки С перетворюється на суміш двох фаз – аустеніт складу точки Е і цементит). Ця суміш двох фаз і є **евтектикою** (структурною складовою) під назвою **ледебурит**. Перетворення Р<sub>С</sub> → А<sub>Е</sub> + Fe<sub>3</sub>C називають також евтектичною реакцією.

### 3.4 Формування структур 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  $\delta$ -фериту (див.рис.24). В сплавах з вмістом вуглецю 0,1...0,16% по досягненню температури лінії  $AB$  з рідкої фази починають виділятися кристали  $\delta$ -фериту і сплав стає двофазним. При температурі 1499°C в рівновазі знаходяться  $\delta$ -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  $\delta$ -ферит ( $\Phi$ ) +  $\gamma$ -твердий розчин ( $A$ ). В сплаві з вмістом вуглецю 0,16% (точка  $J$ ) вихідні кристали твердого розчину  $\delta$ -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  $\delta$ -феритом і рідкою фазою утворюється аустеніт, але рідка фаза залишається:  $P_B + \Phi_H \rightarrow A_J + P_B$  (рис.25, сплав  $I$ ). У зв'язку з цим при температурі нижче лінії  $JB$  сплав буде двофазним: аустеніт + рідина. Процес кристалізації закінчиться по досягненню температур лінії солідус  $JE$ . Після затвердіння сплави матимуть однофазну структуру – аустеніт.

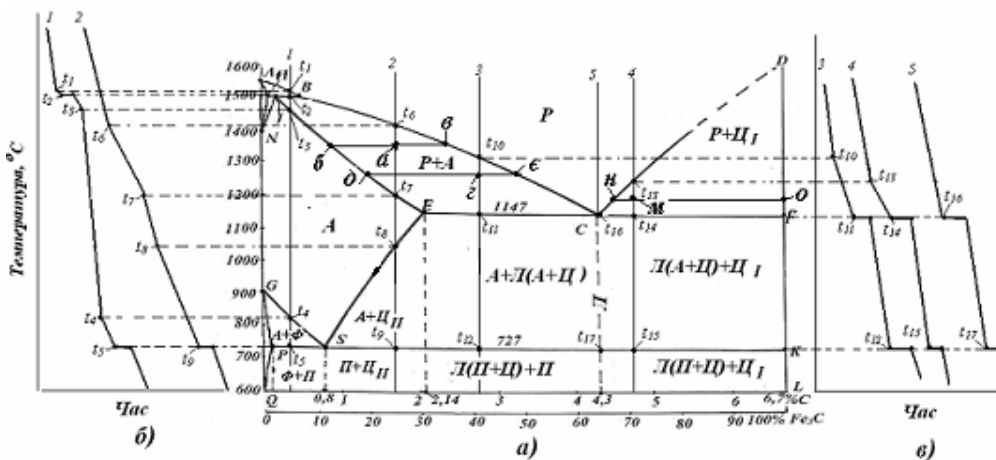


Рис.25 – Діаграма стану Fe – Fe<sub>3</sub>C (а) і криві охолодження сталі (б) і чавуну (в)

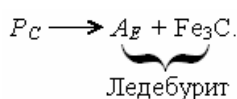
Сплави з вмістом вуглецю 0,51 до 2,14% кристалізуються в інтервалі температур, обмеженими лініями  $BC$  і  $JE$ . Нижче лінії  $BC$  сплави складаються з рідкої фази і аустеніту. В процесі кристалізації склад рідкої фази змінюється по лінії ліквідус, а аустеніту – по лінії солідус. Так, наприклад, при температурі точки  $a$  в сплаві  $I$  склад рідкої фази визначається точкою  $b$ , а аустеніту – точкою  $\delta$ . Кількість кожної фази можна визначити за правилом важеля (відрізків). Так кількість твердої фази (аустеніту) при температурі точки  $a$  буде  $A = \frac{ab}{b\delta} 100\%$ , а кількість рідкої фази -  $P = \frac{a\delta}{b\delta} 100\%$ . Після затвердіння (нижче лінії солідус) сплави набувають однофазної структури – аустеніту.

При кристалізації доєвтектичних сплавів з вмістом вуглецю від 2,14 до 4,3% з рідкої фази при досягненні температури 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  $JE$ . Так, сплав 3 (рис.25,а) при температурі точки  $z$  містить рідку фазу складу точки  $\epsilon$  і аустеніт складу точки  $\delta$ . Кількість рідкої фази при температурі точки  $z$  буде  $P = \frac{\partial z}{\partial \epsilon} 100\%$ , а кількість аустеніту  $A = \frac{z\epsilon}{\partial \epsilon} 100\%$ .

При температурі  $1147^\circ\text{C}$  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 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) і рідини складу точки  $C$  ( $P_C$ ). Ця рідина, що залишилась, кристалізується з утворенням **евтектики** під назвою **ледебурит**, що 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, в). Отже, доевтектичні сплави після затвердіння мають структуру аустеніт + ледебурит ( $A + \text{Fe}_3\text{C}$ ). Для сплаву 3 зразу ж після його повного затвердіння (дещо нижче температури лінії  $ECF$ ) кількість аустеніту за правилом важеля:  $A = \frac{t_{11}C}{EC} 100\%$ , а кількість ледебуриту –

$L = \frac{Et_{11}}{EC} 100\%$ . Фазовий склад сплаву після затвердіння – аустеніт і цементит.

Кількість кожної з цих фаз також визначається за правилом важеля. Для сплаву 3 аустеніту буде  $A = \frac{t_{11}F}{EF} 100\%$ , а цементиту –  $Ц = \frac{Et_{11}}{EF} 100\%$ . Так, наприклад, якщо як сплав 3 прийняти сплав з вмістом вуглецю 3,5%, то кількість аустеніту в ньому після затвердіння буде  $A = \frac{4,3 - 3,5}{4,3 - 2,14} 100 \approx 37\%$ , а ледебуриту –

$L = \frac{3,5 - 2,14}{4,3 - 2,14} 100 \approx 63\%$ . Фазовий склад цього ж сплаву буде:

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

Евтектичний сплав (4,3%С) затвердіває при постійній температурі з утворенням тільки евтектики – ледебуриту, що складається з двох фаз: аустеніту і цементиту (рис.25, сплав 5). Кількість кожної з цих фаз також можна визначити за правилом важеля:  $A = \frac{6,67 - 4,3}{6,67 - 2,14} 100 \approx 52\%$ ;  $Ц = \frac{4,3 - 2,14}{6,67 - 2,14} 100 \approx 48\%$ .

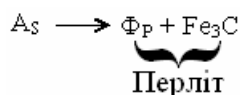
Заевтектичні сплави (4,3...6,67%С) починають затвердівати при досягненні температури лінії ліквідус  $CD$  з виділення з рідкої фази кристалів цементиту. Такий цементит називають первинним ( $Ц_1$ ). Концентрація вуглецю в рідкій фазі з пониженням температури зменшується по лінії  $CD$ . Так, наприклад, в сплаві 4 при температурі точки  $m$  вміст вуглецю в рідині визначиться точкою  $n$ . За правилом важеля кількість рідкої фази при



температурі точки  $m$  буде  $P = \frac{MO}{HO} 100\%$ , а цементиту -  $C_1 = \frac{MH}{HO} 100\%$ . При температурі  $1147^\circ\text{C}$  рідина досягає евтектичної концентрації  $4,3\%C$  (точка  $C$ ) і затвердіває з утворенням ледебуриту. Після затвердіння заевтектичні сплави матимуть структуру, що складається з первинного цементиту і ледебуриту. Фазовий склад заевтектичних сплавів після затвердіння – аустеніт і цементит.

### 3.5 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. Ці перетворення описуються такими лініями: Лінія  $NH$  – верхня границя області існування двох фаз –  $\delta$ -фериту і аустеніту. При охолодженні ця лінія відповідає температурам початку поліморфного перетворення  $\delta$ -фериту в аустеніт. Лінія  $NJ$  – нижня границя області існування  $\delta$ -фериту і аустеніту; при охолодженні відповідає температурам закінчення перетворення  $\delta$ -фериту в аустеніт. Лінія  $GS$  – верхня границя 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 –  $Ar_3$ , при нагріванні –  $Ac_3$ ). В сталях з вмістом вуглецю до  $0,8\%$  поліморфне  $\gamma \rightarrow \alpha$  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* – ферито-цементитної структури, яка отримала назву *перліт*:



Критичні температурні точки, що відповідають лінії  $PSK$  при охолодженні, позначають  $Ar_1$ , а при нагріванні –  $Ac_1$ . (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 в залежності 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 по границям зерен фериту суттєво знижує пластичність фериту. Мікроструктура технічного заліза показана на рис.26.

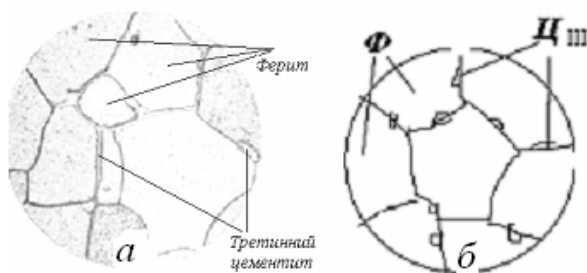


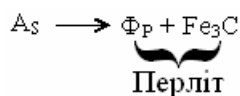
Рис.26 –Мікроструктура технічного заліза: а – фотографія, отримана з мікрошліфу; б – схема зображення

Як уже повідомлялось сплави з вмістом вуглею 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 по границям 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°C) ферит містить 0,02% (точка *P*), а аустеніт – 0,8% (точка *S*). Чим вище 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% фериту буде:  $\Phi = \frac{0,8 - 0,2}{0,8 - 0,02} 100 \approx 77\%$ ; при вмісті вуглецю 0,6% фериту буде

$$\Phi = \frac{0,8 - 0,6}{0,8 - 0,02} 100 \approx 26\%.$$

При температурі 727°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°C (див.рис.25,б, площадка на кривій 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.6.4).

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°C (точка *S* на рис. 25; 26) весь аустеніт перетворюється в перліт.

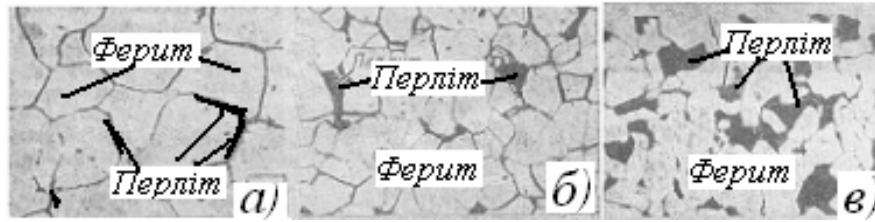


Рис.27 – Мікроструктури доевтектоїдних сталей: а) – 0,06%С; б) – 0,1%С; в) – 0,22%С

Перліт при його утворенні з аустеніту має пластинчасту будову, тобто складається з пластинок фериту і цементиту, які чергуються між собою (рис.28, а). Після спеціальної термічної обробки можна отримати перліт зернистої будови, коли у феритній основі утворюються зерна цементиту (рис.28,б).

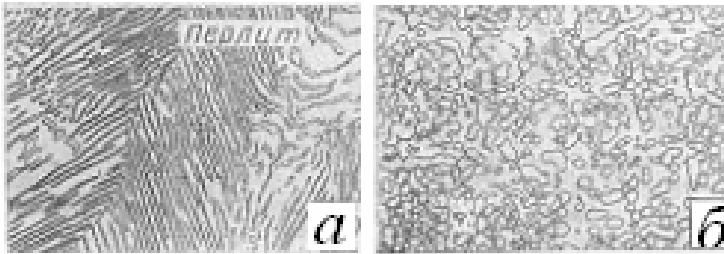


Рис.28 – Мікроструктури перліту: а – пластинчастого; б - зернистого

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 цементит). Із зниженням температури концентрація вуглецю в аустеніті зменшується відповідно з лінією *SE*, а кількість вторинного цементиту зростає. Так, при температурі точки  $t_8$  (рис.6.1, а) в аустеніті вуглецю буде як у початковому сплаві 2, а при температурі точки  $t_9$  (727°C) – як у точці *S*, тобто 0,8%. При цій температурі аустеніт з 0,8%С перетворюється в перліт, а вторинний цементит, що виділювався в інтервалі температур  $t_8 - t_9$  так і залишиться. Після остаточного охолодження заевтектоїдні сталі матимуть структуру перліту і вторинного цементиту у вигляді сітки навкруги зерен перліту (рис.29).

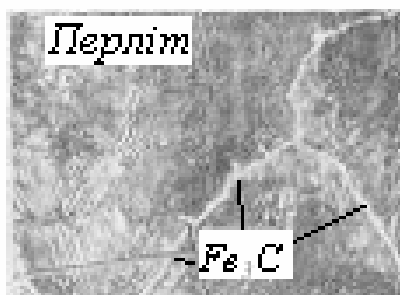


Рис.29 – Мікроструктура заевтектоїдної сталі

Кількість цих структурних складових можна визначити за правилом важеля.

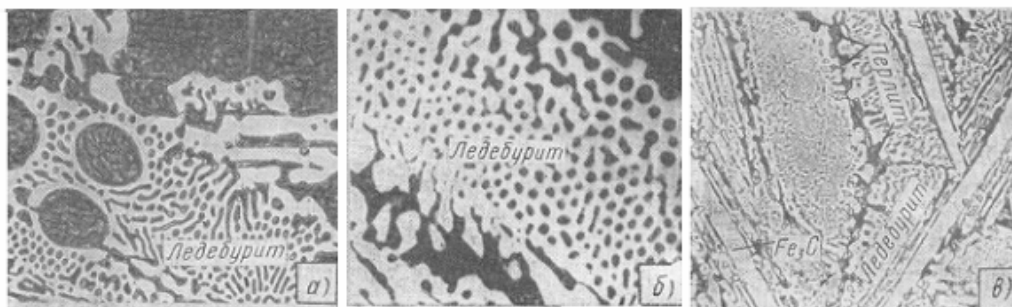
Так, для сплаву 2 :  $P = \frac{Kt_{10}}{SK} 100\%$ , а вторинного цементиту -  $C_{II} = \frac{St_{10}}{SK} 100\%$ .

Наприклад, в сталі з вмістом вуглецю 1,5% перліту буде :  
 $P = \frac{6,67 - 1,5}{6,67 - 0,8} 100 \approx 88\%$ , 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.28, б).

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

В доевтектичних чавунах, наприклад, в сплаві 3 (рис.25,а) при пониженні температури після їх затвердіння, тобто нижче лінії *EC*, 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 у відповідності з лінією *ES*. Так, наприклад, при температурі  $t_{12}$  (1147°C) в аустеніті міститься вуглецю у відповідності з точкою *E* (2,14%), а при температурі 727°C – у відповідності з точкою *S*, тобто 0,8%. При температурі 727°C (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.30,а).



**Рис.30** – Мікроструктури чавунів: а – доевтектичного; б – евтектичного; в – заевтектичного

Евтектичний чавун (сплав 5 на рис.25) після охолодження має структуру ледебурит (перліт + цементит) – рис.30,б.

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

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

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

### 3.6 Діаграма стану залізо-графіт (стабільна рівновага)

Утворення стабільної фази графіту може відбуватися в чавуні внаслідок безпосереднього виділення його з рідкого або твердого розчину а також внаслідок розпаду попередньо утвореного цементиту.

Процес утворення в чавуні (а в деяких випадках і в сталі) графіту називається *графітизацією*. Діаграма стану стабільної рівноваги сплавів Fe – C показана на рис.31 (штрихові лінії відповідають виділенню графіту, а суцільні – цементиту).

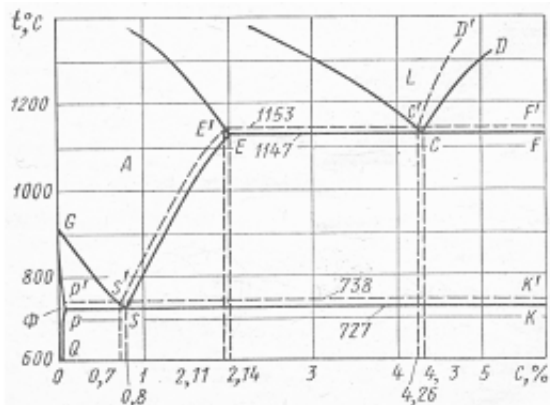


Рис.31 – Діаграма стану Fe – C (залізо – графіт)

В стабільній системі при охолодженні до температур лінії  $CD'$  кристалізується первинний графіт. При температурі  $1153^{\circ}\text{C}$  (лінія  $E'CF'$ )

утворюється графітна евтектика: аустеніт + графіт. По лінії  $E'S'$  виділяється вторинний графіт, а при  $738^{\circ}\text{C}$  (лінія  $S'K'$ ) утворюється евтектоїд, який складається з фериту і графіту. Якщо при евтектичній кристалізації виділяється тільки графіт, то чавун називають *сірим*, якщо графіт і цементит, - *половинчастим*, а якщо тільки цементит, - *білим*. Графіт утворюється тільки при дуже повільному охолодженні, коли ступінь переохолодження рідкої фази невеликий. Прискорене охолодження частково або повністю припиняє кристалізацію графіту і сприяє утворенню цементиту (як первинного так і евтектичного). При наступному повільному охолодженні такий цементит може розкладатися з утворенням аустеніту і графіту. Якщо повільне охолодження буде продовжуватися, то можливе виділення графіту з аустеніту і утворення евтектоїдного графіту в інтервалі температур  $738 - 727^{\circ}\text{C}$ .

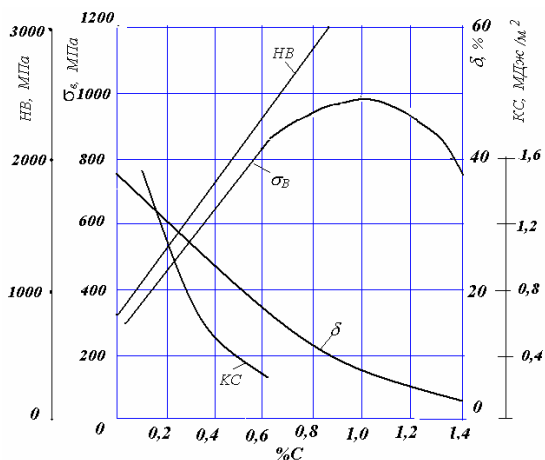
Основна маса графіту в сірих чавунах утворюється в період кристалізації з рідкої фази. Якщо в цей період утворився також і цементит (або тільки цементит), то після повного охолодження такого чавуну тривалим його нагріванням досягається розпад цементиту на графіт і аустеніт (при температурах вище  $738^{\circ}\text{C}$ ), або графіт і ферит при температурах нижче  $738^{\circ}\text{C}$ .

### 3.7 Вплив вуглецю і постійних домішок на властивості сталі

Сталь є багатокомпонентним сплавом, що містить не тільки вуглець, але і низку інших постійних чи немінучих домішок: Mn, Si, S, P, O, H, N та ін., які впливають на її властивості. Їх присутність пояснюється переходом їх в сталь з чавуну (Mn, Si, S, P), розкисленням сталі (Mn, Si). Ці ж домішки, але в більших кількостях, присутні і в чавунах.

**3.7.1 Вплив вуглецю.** Як уже відмічалось раніше структура сталі після повільного охолодження складається з двох фаз – фериту і цементиту. Чим

більше в сталі вуглецю, тим більше цементиту ( $\%C = \%C \cdot 15$ ). Твердість цементиту на порядок більше твердості фериту. Тому із збільшенням в сталі вуглецю зростають твердість, міцність, зменшується пластичність, ударна в'язкість (рис.32)



**Рис.32** –Вплив вуглецю на механічні властивості сталі

Падіння міцності сталі із збільшенням вуглецю більше 1,0...1,1% пояснюється виділенням вторинного цементиту по границях зерен у вигляді суцільної сітки (див.рис.6.6). При механічних навантаженнях в цій сітці виникають високі напруження і цементит

як крихка складова руйнується.

Підвищення вмісту вуглецю полегшує перехід сталі в холодноламкий стан (кожна 0,1%С підвищує температуру порогу холодноламкості в середньому на 20°С).

### 3.7.2 Вплив кремнію і марганцю.

Вміст кремнію у вуглецевих сталях зазвичай не перевищує 0,35...0,4%, а марганцю 0,5...0,8%. Ці елементи переходять в сталь в процесі її розкислення при виплавці. Кремній, що залишається після розкислення у твердому розчині (у фериті), зміцнює сталь, понижує її пластичність, що негативно позначається на здатності сталі до холодної обробки тиском, наприклад, до листового штампування.

Марганець суттєво підвищує міцність, не знижуючи практично пластичності, і різко зменшує червоноламкість сталі, тобто крихкість при високих температурах, викликану негативним впливом сірки.

**3.7.3 Вплив сірки.** Сірка в сталі є безумовно шкідливим елементом. З залізом вона утворює хімічну сполуку FeS, яка добре розчиняється в рідкому металі і при кристалізації утворює з залізом легкоплавку евтектику з температурою плавлення 988 °С. Ця евтектика переважно розташовується по границях зерен і при гарячій обробці тиском (1000...1200 °С) розплавляється, порушуючи зв'язок між зернами металу, внаслідок чого в місцях розташування евтектики виникають розриви і тріщини. Це явище називається **червоноламкістю**.

Присутність в сталі марганцю, який має більшу хімічну спорідненість з сіркою, ніж залізо і утворює з сіркою тугоплавку сполуку MnS, практично виключає явище червоноламкості; однак, залишаючись в твердій сталі у вигляді окремих включень, сірчані сполуки сильно знижують механічні властивості, особливо пластичність і ударну в'язкість, а також погіршують зварюваність і корозійну стійкість. Тому вміст сірки в сталі строго обмежують. Він не повинен перевищувати 0,035...0,045%.

**3.7.4 Вплив фосфору.** Розчиняючись у фериті, фосфор сильно спотворює кристалічну гратку і збільшує границі міцності і текучесті та зменшує пластичність і в'язкість. Фосфор значно підвищує поріг холодноламкості і зменшує роботу розвитку тріщини. Кожна 0,01%P підвищує поріг холодноламкості на 20...25 °С .

Шкідливий вплив фосфору підсилюється тим, що він має велику схильність до ліквації. Це приводить до того, що серединні шари зливків сталі збагачуються фосфором і мають різко понижену в'язкість. Сучасні методи виплавки сталі не забезпечують глибокого очищення металу від фосфору. Тобто, фосфор є шкідливою домішкою і вміст його в сталі допускається не більш, як 0,025...0,045%.

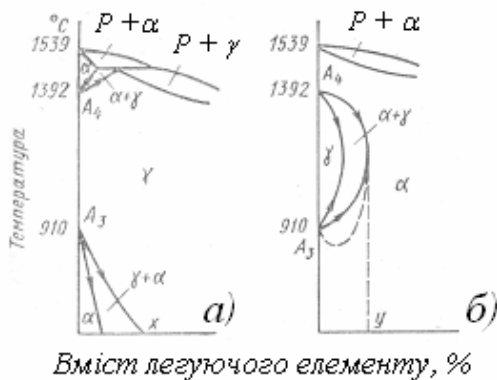
**3.7.5 Вплив азоту, кисню і водню.** Азот і кисень присутні в сталі у вигляді крихких неметалевих включень (оксидів FeO, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, нітридів Fe<sub>4</sub>N та ін.), у вигляді твердих розчинів або у вільному стані, знаходячись в дефектних місцях (раковинах, тріщинах тощо). Все це негативно впливає на міцність та пластичність металу, підвищує поріг холодноламкості та понижує опір крихкому руйнуванню.

Надзвичайно шкідливим є розчинений в сталі водень. В крупних поковках, в прокатаних заготовках він утворює так звані **флокени** – тонкі тріщини овальної чи округлої форми, які в зламах мають вид плям сріблястого кольору. Флокени різко погіршують властивості сталі і такий метал не можна використовувати в промисловості.

При зварюванні металу, який містить водень, утворюються холодні тріщини.

**3.7.6 Вплив легуючих елементів.** Легованими називаються сталі, до складу яких крім заліза, вуглецю та неминучих домішок, входять **легуючі елементи**, які надають сталям визначених фізико-хімічних, механічних, технологічних або експлуатаційних властивостей.

Вплив легуючих елементів на властивості сталі проявляється через утворення з залізом таких фаз як тверді розчини, хімічні сполуки ( в тому числі спеціальні карбіди), а також через вплив на температурну область існування поліморфних модифікацій заліза. Легуючі елементи по впливу на температуру поліморфних перетворень заліза поділяють на дві групи. До елементів першої групи відносять нікель і марганець, які понижують точку A<sub>3</sub> і підвищують точку A<sub>4</sub> (рис.33, а).



**Рис.33** – Схема впливу легуючих елементів на поліморфізм заліза

Внаслідок цього на діаграмі стану залізо – легуючий елемент спостерігається розширення області  $\gamma$ -фази і звуження

області існування  $\alpha$ -фази (рис.33, *a*). Як видно з рис. 33, *a* сплави, що мають концентрацію легуючого елемента більше точки 'x' не мають фазових перетворень  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  (тобто поліморфних перетворень) і при всіх температурах мають структуру твердого розчину легуючого елемента в  $\gamma$ -залізі. Такі сплави називаються **аустенітними**.

До елементів другої групи відносяться Cr, W, Mo, V, Si, Al та ін. Ці елементи понижують точку  $A_4$  і підвищують точку  $A_3$ . Це приводить до того, що певній концентрації легуючих елементів (точка 'y' на рис.33, *b*) інтервали критичних точок  $A_4$  і  $A_3$  зливаються і область  $\gamma$ -фази повністю замикається. Відтак, при концентрації легуючого елемента більше точки 'y' сплави при всіх температурах мають структуру твердого розчину легуючого елемента в  $\alpha$ -залізі. Такі сплави називаються **феритними**.

### Маркування легованих сталей

В марках легованих сталей про присутність легуючих елементів свідчить наявність літер: Н – нікель (*Ni*), Х – хром (*Cr*), Г – марганець (*Mn*), С – кремній (*Si*), В – вольфрам (*W*), Ф – ванадій (*V*), М – молібден (*Mo*), Д – мідь (*Cu*), К – кобальт (*Co*), Б – ніобій (*Nb*), Т – титан (*Ti*), Ю – алюміній (*Al*), Р – бор (*B*), А – азот (*N*). Але, якщо літера А стоїть в кінці марки, то це свідчить про те, що сталь має більш низький вміст сірки й фосфору (до 0,03% кожного), тобто є високоякісною (сірка і фосфор є безумовно шкідливими елементами у залізобуглецевих сплавах). Сталі, в марках яких у кінці не стоїть літера А, можуть мати вміст сірки та фосфору до 0,05...0,06%. Цифри після літер вказують на приблизний вміст відповідного елемента в процентах, але якщо вміст елемента складає 1,0...1,5% і менше, то цифра не ставиться. Перші цифри в марці сталі показують вміст вуглецю в сотих частках процента (в інструментальній сталі – в десятих частках процента). В деяких випадках, наприклад, в інструментальних сталях, які містять вуглецю більше 1%, цифри, що визначають його вміст, відсутні. Так, наприклад, інструментальна сталь з 1,45...1,70% С, 11,0...12,5% Cr і 0,5...0,8% Mo позначається Х12М.

Леговані сталі зазвичай поділяються на конструкційні, інструментальні та сталі особливих властивостей (електротехнічні, нержавіючі, жароміцні, зносостійкі тощо)

Приклади маркування легованих сталей: 1) **Сталь 08Х21Н6М2ГА** містить (у середньому) 0,08% С, 21% Cr, 6% Ni, 2% Mo, 1% Ti, високоякісна. 2) **Сталь 12Х17Г9АН4** містить 0,12%С; 17%Cr; 9%Mn; до 1%N; 4%Ni.

В деяких випадках маркування сталей відступає від загальноприйнятого і літера вказує на призначення цих сталей. Так, літерою **Р** позначаються інструментальні швидкорізальні сталі (від англ. *rapid* – швидкий) – Р18 (18% W), **Е** – електротехнічні сталі – Е3А (3% Si), **Ш** – підшипникові сталі – ШХ15 (1,5% Cr).

Легування здійснюється, як правило, шляхом сплавлення основного металу з легуючими елементами, які вводять у рідкий метал зазвичай у вигляді **феросплавів**, тобто сплавів заліза з відповідними елементами (**ферохрому**, **ферованадію** тощо) або ж у вигляді чистих металів.



### 3.8 Класифікація конструкційних сталей

Конструкційними називають сталі, що застосовуються для виготовлення деталей машин, конструкцій і споруд. Конструкційні сталі повинні мати високу конструктивну міцність, гарні технологічні властивості: (добре оброблюватися тиском, різанням, мати високу прогартовуваність, добре зварюватися). В залежності від конкретних умов експлуатації конструкційні сталі повинні бути холодостійкими, жароміцними та жаростійкими, корозійностійкими тощо.

За хімічним складом конструкційні сталі поділяються на вуглецеві та леговані.

**3.7.1 Вуглецеві сталі** є найбільш розповсюдженими, їх виплавка складає до 80% від загального об'єму виробництва. Вуглецеві сталі поділяються на три основні групи: 1) звичайної якості; 2) якісна загального призначення; 3) спеціалізована (інструментальна, котельна, мостова, суднобудівельна та ін.). Властивості вуглецевої сталі у значній мірі змінюються в залежності від вмісту вуглецю. Так, із збільшенням вмісту вуглецю підвищується твердість та міцність, покращуються ливарні властивості та здатність до загартовування, знижуються пластичність, ударна в'язкість, погіршуються зварюваність, оброблюваність тиском та різанням.

**3.7.1.1 Сталь вуглецева звичайної якості** (ДСТУ 2651-94) – це широко вживана і недорога сталь, з якої випускається до 70% всього прокату, що використовується в машинобудуванні, будівництві, транспорті та інших галузях. Маркується така сталь літерами Ст, цифрою від 0 до 6 (порядковий номер) та індексами *сп*, *кп*, або *пс*, що означає, відповідно, сталь **спокійна** (розкислена), сталь **кипляча** (нерозкислена) та сталь **напівспокійна** (розкислена неповністю). **Розкислення** – це видалення зі сталі кисню. Розкисленням називають технологічну операцію, при якій розчинений у металі кисень переводиться в нерозчинні в металі сполуки. Після операції розкислення сталь називається *розкисленою* або *спокійною*. Якщо операцію розкислення не проводити, то в сталі при її поступовому охолодженні буде проходити реакція  $[O] + [C] = \{CO\}$ . Бульбашки оксиду вуглецю, які утворюються при цьому, будуть виділятися з вилівка, що кристалізується, створюючи ефект кипіння. Тому таку сталь називають *киплячою*.

Присутній у киплячій сталі кисень значно підвищує “**пори́г холодноламкості**”, тобто мінімальну температуру, при якій метал майже катастрофічно втрачає свої механічні властивості, особливо пластичність (“пори́г холодноламкості” киплячої сталі  $\sim 0^{\circ}\text{C}$ , а спокійної – мінус  $40^{\circ}\text{C}$ ). Тому розкислення сталі є обов'язковою завершальною операцією при виготовленні більшості марок сталі.

Найчастіше сталь розкислюють марганцем (феромарганцем), кремнієм (феросиліцієм) і алюмінієм. Ці розкислювачі вводять у ківш на струмінь сталі, яка випускається з плавильної печі в такій послідовності: спочатку феромарганець:  $[Mn] + [O] = (MnO)$ ; потім феросиліцій:  $[Si] + 2[O] = (SiO_2)$  і в останню чергу алюміній:  $2[Al] + 3[O] = (Al_2O_3)$ .

Оброблена таким чином сталь і буде “спокійною”. Оброблена лише одним феромарганцем сталь залишається “киплячою”. Вона найбільш дешева.

Сталь, розкислена феромарганцем і феросиліцієм, називається “напівспокійною”. За якістю і вартістю вона є проміжною між спокійною й киплячою сталями.

Сталь звичайної якості в залежності від марки містить 0,06...0,49% *C*, 0,25...1,1% *Mn*, 0,05...0,35% *Si*, до 0,04% *P* та до 0,05% *S*.

Приклади марок сталі звичайної якості : **Ст1кп, Ст3сп, Ст5пс.**

Зі сталі звичайної якості виготовляють гарячекатаний сортовий, фасонний, листовий, штабовий прокат і холоднокатаний тонколистовий, а також труби, поковки, стрічки, дріт, метизи та ін. Ці сталі широко використовуються у будівництві для зварних, клепаних та болтових конструкцій (корпуси суден, каркаси парових котлів, конструкції підйомних кранів та ін.).

Киплячі сталі є досить пластичними в холодному стані, особливо низьковуглецеві, які часто використовують для холодної обробки тиском, наприклад, для глибокого витягання порожнистих виробів.

В спокійних сталях кремній, марганець і алюміній, що залишилися в сталі після розкислення, легують ферит і, таким чином, надають сталі підвищеної твердості і міцності. Тому спокійні сталі застосовують тільки для гарячої обробки тиском.

**3.7.1.2 Сталь вуглецева якісна конструкційна (ГОСТ 1050-88)** за хімічним складом поділяється на марки від **Сталь 05** до **Сталь 85**, де число показує вміст вуглецю в сотих частках процента (відповідно 0,05%, 0,85%С). Числа в марках сталі кратні 5 (10, 15, 20...85). Поділяється на киплячу (кп), напівспокійну (пс) і спокійну (без індексу). В деяких марках якісної сталі в кінці стоїть літера Г, що означає вміст марганцю до 1% (наприклад, Сталь 65Г). Умовно якісна вуглецева конструкційна сталь поділяється на низьковуглецеву (Сталь 05...Сталь 20), середньовуглецеву (Сталь 25...Сталь 40) та високовуглецеву (Сталь 45 ... Сталь 85).

Сталі якісні конструкційні відрізняються меншою масовою часткою сірки та фосфору ( $\leq 0,04\%$ ), обмеженим вмістом інших елементів, неметалевих включень.

Низьковуглецеві сталі використовуються для малонавантажених деталей – прокладки, шайби, кузови легкових автомобілів, різноманітних порожнистих виробів, елементів зварних конструкцій тощо (сталі 08, 08кп, 10, 10кп), а також для деталей, що піддаються цементації (насиченню вуглецем) для підвищення твердості та зносостійкості (малонавантажені шестерні, шпинделі, кулачкові валики, втулки та ін. (сталі 15, 20) та відповідальних зварних конструкцій).

Середньовуглецеві сталі 30, 35, 40 та високовуглецеві сталі 45, 50 після зміцнювальної термічної обробки (нормалізації, гартування, поверхневого гартування) використовують для різних деталей багатьох галузей машинобудування (розподільчі вали, фрикційні диски, шестерні, шатуни, шпинделі, вали).

Сталі 60...85, маючи високу міцність, твердість, пружність, використовують для виготовлення деталей, які після відповідної термічної обробки працюють в умовах тертя під дією високих вібраційних навантажень (пружини, ресори, прокатні валки тощо).

### 3.7.1.3 Автоматні сталі

Автоматними називають сталі, призначені для обробки на верстатах-автоматах з великими швидкостями різання. При цьому досягається висока якість поверхні, зниження витрат різального інструменту. Такі сталі мають підвищений вміст сірки і фосфору.

Сірка в автоматних сталях знаходиться у вигляді сульфідів марганцю MnS, які сприяють утворенню короткої і ламкої стружки, зменшенню тертя між стружкою і інструментом завдяки змащувальній дії сульфідів марганцю.

Фосфор, підвищуючи твердість, міцність і поріг холодноламкості, сприяє утворенню ламкої стружки і отриманню гладенької блискучої поверхні при різанні.

Автоматні сталі маркують літерою А (автоматна), після якої стоїть цифра, що вказує на вміст вуглецю в сотих долях відсотка; при підвищеному вмісті в сталі марганцю додається літера Г, наприклад, А40Г. В деяких марках автоматних сталей міститься до 0,15...0,3% свинцю (АС11, АС14). Свинець як руйнівник стружки діє сильніше MnS. Крім того свинець зменшує тертя між інструментом і деталлю, завдяки чому збільшується швидкість різання і продуктивність обробки. Відомі такі марки автоматних сталей: А12; А20; А30; А40 ; А40Г.

### 3.7.1.4 Інструментальні вуглецеві сталі

Вуглецеві інструментальні сталі мають низьку теплостійкість (160...180°C), їх використовуються для інструментів невеликих розмірів, що працюють з невеликими швидкостями різання.

Сталі У10 (У10А), У11 (У11А), У12 (У12А), У13 (У13А) використовують для зенкерів, спіральних свердел, пилок, пиликів, бритв, ручних ножовочних полотен, хірургічного інструменту тощо. Сталі У7, У8 (У8А) використовують для деревообробного інструменту, сокир, зубил, відкруток тощо.

## 3.9 Леговані конструкційні сталі

Основними легуючими елементами конструкційних сталей є хром, нікель, марганець і кремній. Вольфрам, молібден, ванадій, титан, бор та інші легуючі елементи вводять в сталь в сполученні з хромом, нікелем і марганцем для додаткового покращання властивостей. Леговані сталі після зміцнювальної термічної обробки (гартування та відпуску) мають кращі механічні властивості ніж вуглецеві сталі, особливо в крупних перерізах (діаметром більш як 15...20 мм).

**3.9.1 Конструкційні низьколеговані сталі.** Низьколегованими називають сталі, що вміщують не більше 0,22%С і порівняно невелику кількість недорогих і недефіцитних легуючих елементів: Mn до 0,18% ,Si до 1,2%, Cr до 0,8%, Ni до 0,8%, Cu до 0,5%, Ti до 0,15% та ін. Ці сталі у вигляді листів, сортового прокату, труб застосовують в будівництві та машинобудуванні для зварних конструкцій, в основному без додаткової термічної обробки. Порівняно з вуглецевими сталями звичайної якості (Ст2, Ст3, Ст4) низьколеговані сталі мають більш високу міцність при збереженні високої пластичності, менш схильні до старіння і холодноламкості. Особливо низький поріг

холодноламкості (- 80°C) мають сталі, леговані 0,05...0,12% ванадію і 0,015...0,025% азоту (сталі 14Г2АФ, 16Г2АФ та ін).

Низьколеговані сталі добре зварюються (сталі 09Г2С, 15ХСНД, 15Г2СФ, 10ХСНД та ін).

Застосування низьколегованих сталей замість вуглецевих дозволяє економити до 15...25% металу.

Більшість низьколегованих сталей використовують без зміцнювальної термічної обробки, хоча деякі сталі піддають термічній обробці, що значно підвищує їх міцність і знижує поріг холодноламкості (сталі 14Г2, 17ГС, 15ХСНД, 15Г2СФ).

### **3.9.2 Конструкційні леговані сталі, які піддають хіміко-термічній обробці.**

Хіміко-термічна обробка (ХТО) полягає в насиченні поверхневих шарів деталей на глибину 0,3...1,5 мм такими елементами як вуглець і азот (окремо кожним або в їх сполученні). ХТО піддають низьковуглецеві (0,1...0,25%С) сталі. Мета ХТО – отримати високу твердість поверхневого шару і в'язку серцевину. Такій обробці піддають зубчасті колеса автомобілів, тракторів, металорізальних верстатів, вали, шпинделі тощо.

Ці деталі виготовляють з таких сталей: 20Х, 18ХГТ, 25ХГМ, 12ХН3А, 12Х2Н4А, 15ХГН2ГА та ін.

### **3.9.3 Конструкційні леговані сталі, які піддають зміцнювальній термічній обробці (гартуванню і відпуску)**

Зміцнювальній термічній обробці піддають леговані сталі з середнім та високим вмістом вуглецю. З таких сталей виготовляють середньо – та високонавантажені деталі в різних галузях машинобудування. До таких сталей відносяться: 30Х, 38Х, 40Х, 50Х, 40ХФА, 40ХГ, 30ХГС, 40ХН, 30ХН3А, 40ХН2МА, 38ХН3МФА та ін.

### **3.9.4 Ресорно-пружинні сталі**

Для пружин і ресор використовують сталі з вмістом вуглецю не менше 0,5%.

Для пружин невеликого перерізу, які зазнають незначних напружень використовують вуглецеві сталі 65, 70, 75, 85, 65Г, У8, У10.

Частіше для пружин і ресор використовують леговані сталі, які вміщують 1,5...2,8% Si, 0,6...1,2% Mn, 0,2...1,2% Cr, 0,1...0,25% V, 0,8...1,2% W і 1,4...1,7% Ni.

В промисловості найчастіше застосовують сталі леговані кремнієм – 55С2, 60С2А, 70С3А. Ці сталі використовують для пружин вагонів, автомобільних ресор, у верстатобудуванні тощо.

Для крупних високонавантажених пружин і ресор використовують такі сталі як 60С2ХФА, 65С2ВА. Для пружин, що працюють в умовах високих динамічних навантажень, використовують сталь з нікелем – 60С2Н2А.

Для виготовлення автомобільних ресор широко використовують сталь 50ХГА, для клапанних пружин рекомендуються сталі 50ХФА, 50ХГФА.

### **3.9.5 Підшипникові сталі**

Для виготовлення деталей підшипників кочення (кульок, роликів, кілець) невеликих розмірів зазвичай використовують високовуглецеву сталь з підвищеним вмістом хрому марки ШХ15 (0,95...1,05% С і 1,3...1,65% Cr), а для

крупних підшипників кочення – хромомарганцевокремнисту сталь ШХ15СГ (0,95...1,05% С, 0,9...1,2% Мп, 0,4...0,65% Si, і 1,3...1,65% Cr).

Для деталей підшипників, які працюють при високих динамічних навантаженнях, використовують сталі 20Х2Н4А і 18ХГТ з наступною їх ХТО.

### **3.9.6 Зносостійка (аустенітна) сталь.**

Для деталей, що працюють на зношування в умовах абразивного тертя і високих навантажень і ударів (наприклад, для траків гусеничних машин, хрестовин трамвайних і залізничних колій, щок каменедробилок тощо) використовують високомарганцеву литу аустенітну сталь 110Г13Л, яка містить 0,9...1,3% С і 11,5...14,5% Мп. Ця сталь має надзвичайно високу схильність до наклепу в умовах високих тисків і ударних навантажень і внаслідок підвищення її твердості при роботі в таких умовах вона чинить високий опір зношуванню.

### **3.9.7 Інструментальні леговані сталі**

Ці сталі, так як і вуглецеві інструментальні сталі, не мають високої теплостійкості і придатні тільки для різання відносно м'яких матеріалів з невеликою швидкістю. Їх теплостійкість не перевищує 200...250°C. Оскільки більшість легованих інструментальних сталей прогартовується на більшу глибину, ніж вуглецеві сталі, то їх використовують для виготовлення більш крупного інструменту. Марки сталей: 13Х, 9ХС, ХВСГ, 11ХФ, В2Ф, ХВ4 та ін.

До легованих інструментальних сталей слід віднести і швидкорізальну сталь, яка має високу теплостійкість (червоностійкість) – 600...630 °С. Основними легуючими елементами швидкорізальних сталей, які забезпечують їх високу теплостійкість, є вольфрам, молібден, кобальт і в меншій мірі – ванадій. Відомі марки швидкорізальних сталей: Р18, Р12, Р6М3, Р6М5, Р6М5К5, Р18К5Ф2, Р12Ф3.

### **3.9.8 Корозійностійкі (нержавіючі) сталі**

Ці сталі поділяються на два класи: хромисті та хромонікелієві сталі.

Серед хромистих сталей відомі такі як 12Х13, 20Х13, 30Х13, 40Х13, 12Х17, 15Х28. Ці сталі мають високу корозійну стійкість в атмосфері, прісній та морській воді, ряді кислот, лугів і солей. Їх застосовують для карбюраторних голок, пружин, хірургічного інструменту, обладнання заводів харчової та легкої промисловості, кухонного приладдя тощо. Ці сталі феромагнітні.

Хромонікелієві корозійностійкі сталі є парамагнітними. Після повного охолодження вони мають структуру аустеніт. Це такі сталі як 12Х18Н9, 17Х18Н9, 12Х18Н10Т та ін. Хромонікелієві корозійностійкі сталі використовують для транспортування і зберігання рідких газів, паливних баків ракет, резервуарів для зберігання рідкого палива тощо. Ці сталі дорогі (дорогий нікель). В промисловості використовують більш дешеві (економно леговані) сталі, в яких нікель частково замінюється марганцем: 10Х14Г14Н4Т.

## **3.10 Чавуни**

Чавуном називається сплав заліза з вуглецем, в якому вуглецю більш як 2,14%.

Як уже зазначалось, в структурі чавуну присутня евтектика, що зумовлює його використання виключно як ливарного сплаву. Вуглець в чавуні може бути присутній у вигляді хімічної сполуки цементиту ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), у вигляді графіту або

одночасно у вигляді цементиту і графіту. Цементит надає зламу чавуну специфічний світлий блиск, тому чавун, в якому весь вуглець знаходиться у вигляді цементиту, називають **білим**. Такий чавун надзвичайно твердий, не піддається обробці металорізальними інструментами і як конструкційний матеріал не використовується. В машинобудуванні використовують тільки чавун, в структурі якого або весь вуглець, або більша його частина (не повинно бути ледебуриту) знаходяться у вигляді графіту. Такий чавун називають графітизованим.

### 3.10.1 Процеси графітизації в чавунах

Графіт може виділятися безпосередньо з рідкої фази при повільному охолодженні сплаву під час кристалізації. Крім того в рідкому чавуні присутні різні включення (графіт,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та ін.). Ці включення полегшують утворення і ріст графітних зародків. Для прискорення процесу графітизації з рідкої фази в чавун часто вводять так звані **модифікатори**, які, практично не впливаючи на хімічний склад металу, утворюють додаткові центри кристалізації. Таким чином, як уже зазначалось і раніше, основна маса графіту в чавунах утворюється в період кристалізації з рідкої фази. Якщо в процесі евтектичної кристалізації частина вуглецю виділилась у вигляді аустенітно-цементитної евтектики, то при наступному повільному охолодженні після кристалізації цементит в цій евтектиці може розпадатися з утворенням графіту. Якщо ж після повного охолодження утворився білий чавун, або чавун, в якому присутні і графіт і перлітно-цементитний ледебурит (половинчастий чавун), то піддавши його тривалому нагріванню при високих температурах можна досягти розпаду цементиту на графіт і аустеніт, який при евектоїдному перетворенні при  $727^\circ\text{C}$  перетвориться на перліт або ферит і графіт.

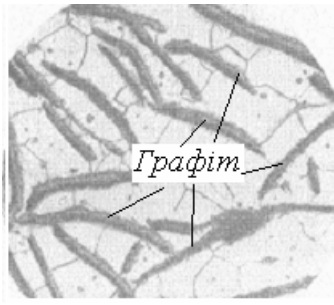
### 3.11 Класифікація, маркування і застосування чавунів

Мова йде про графітизовані чавуни, тому що білий чавун, як уже зазначалось, (а також половинчастий чавун), практично не використовуються як конструкційний матеріал. Різними технологічними прийомами можна графітним включенням в графітизованих чавунах надавати різну форму, отримувати різну структуру основної металевої основи і цим самим впливати на властивості чавунів.

В залежності від форми графітних включень конструкційні чавуни поділяються на:

- Сірий чавун;
- Ковкий чавун;
- Високоміцний чавун;
- Чавун з вермикулярною формою графіту.

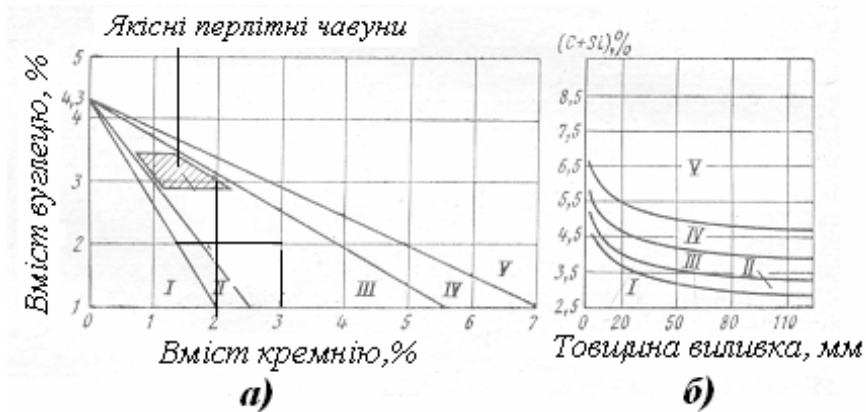
**3.11.1 Сірий чавун.** Сірий чавун – це сплав, в якому крім заліза і вуглецю містяться неминучі домішки Mn, Si, P, S. В структурі сірих чавунів більша частина або весь вуглець заходиться у вигляді графіту. Характерною особливістю структури сірих чавунів є те, що графітні включення в полі зору мікрошліфа мають форму пластинок (рис.34).



**Рис.34** – Мікроструктура сірого чавуну

Найбільше розповсюдження мають доевтектичні чавуни з вмістом вуглецю 2,4...3,8%С. Чим вищий вміст вуглецю, тим більше утворюється графіту і тим нижчі його механічні властивості. В зв'язку з цим вміст вуглецю в сірому чавуні зазвичай не перевищує 3,8%. А для забезпечення високих ливарних властивостей (високої рідкотекучесті) вуглецю не повинно бути менше 2,4%.

З наявних неминучих елементів у чавуні сприяє графітизації кремній. Тому структура чавуну у виливках залежить в першу чергу від хімічного складу (вмісту вуглецю і кремнію) і швидкості кристалізації. Змінюючи, з одного боку, вміст в чавуні вуглецю і кремнію і, з другого боку – швидкості охолодження, можна отримувати різну структуру металеві основи чавуну. Як приклад, можна навести структурну діаграму, що показує, якою може бути структура у виливках з товщиною стінки 50 мм в залежності від вмісту в чавуні вуглецю і кремнію (рис. 35, а)

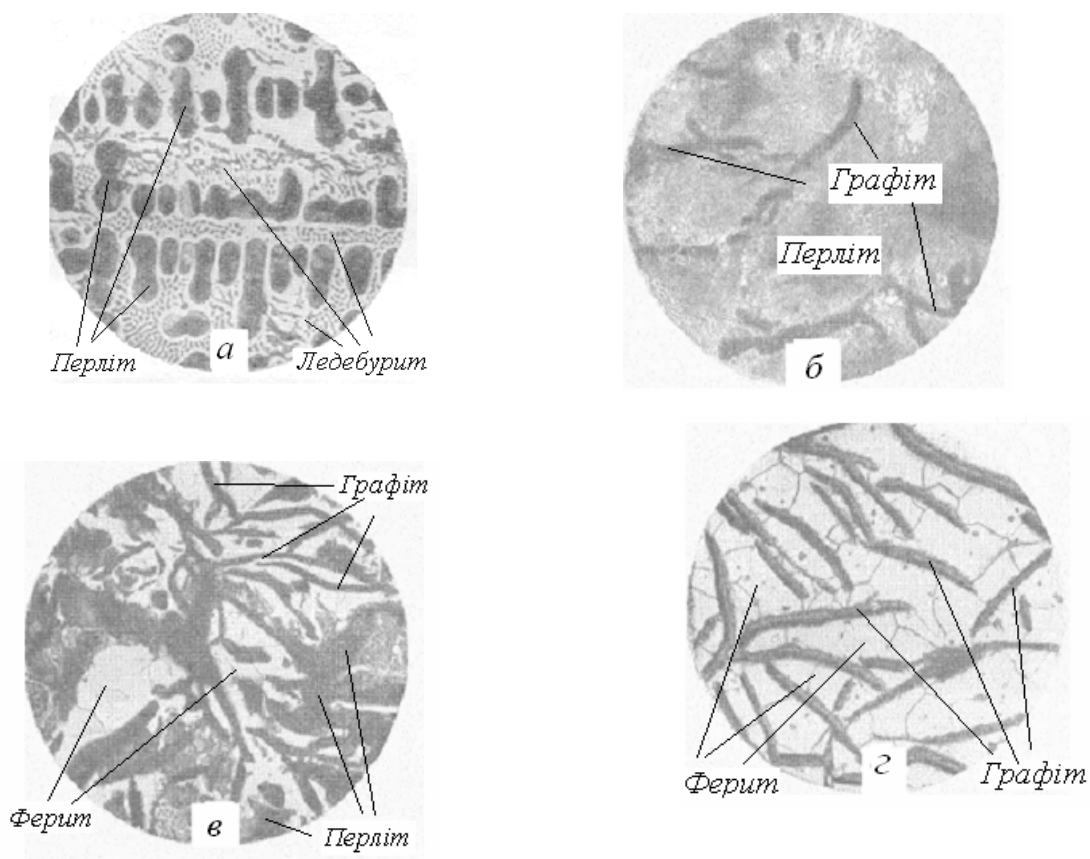


**Рис.35** – Структурні діаграми для чавунів: а) – вплив вуглецю і кремнію на структуру чавуну; б) – вплив швидкості охолодження (товщини стінки) і суми С+Si на структуру чавуну; I – білі чавуни; II – половинчасті чавуни; III – сірі перлітні чавуни; IV – сірі феритно-перлітні чавуни; V – сірі феритні чавуни

В залежності від кількості вуглецю, зв'язаного в цементит, розрізняють кілька видів чавунів:

1. Білий чавун; весь вуглець знаходиться у вигляді цементиту  $Fe_3C$ . Структура чавуну (рис.36, а) – перліт і ледебурит, який складається з перлітно-цементитної суміші (рис.35, а, область I).
2. Половинчастий чавун; більша частина вуглецю (більш як 0,8%) знаходиться у вигляді цементиту. Структура чавуну – перліт, ледебурит і пластинчастий графіт (область II на рис. рис.35, а).
3. Перлітний сірий чавун; структура (рис.36,б) – перліт і пластинчастий графіт (область III на рис.35, а). В цьому чавуні тільки 0,7...0,8%С знаходиться у вигляді цементиту, що входить до складу перліту; решта вуглецю – це графіт.

4. Феритно-перлітний сірий чавун; структура (рис.36, б) – перліт, ферит і пластинчастий графіт (область IV на рис.35, а). В такому чавуні тільки від 0,7 до 0.1% вуглецю знаходиться в цементиті.
5. Феритний сірий чавун; структура (рис.36, з) – ферит і пластинчастий графіт (область IV на рис.35, а). Весь вуглець знаходиться у вигляді графіту.



**Рис.36** – Мікроструктура сірого чавуну (x500):

*а* – білий чавун; *б* – перлітний сірий чавун; *в* – феритно-перлітний сірий чавун; *з* – феритний сірий чавун

При визначеному вмісті вуглецю і кремнію процес графітізації протікає тим повніше, чим повільніше охолодження. Швидкість охолодження зручно характеризувати по товщині стінки виливка. Чим тонше стінка, тим швидше охолодження і тим повільніше проходить процес графітізації (рис.35, б). По цій діаграмі можна отримати всі перераховані області існування різних видів чавунів в залежності від вмісту вуглець + кремній і товщини стінки виливка.

Марганець перешкоджає процесу графітізації, підвищує здатність чавуну до відбілювання, тому його вміст в сірих чавунах не повинен перевищувати 1,25...1,4%.

Сірка є шкідливою домішкою, яка погіршує механічні та ливарні властивості чавуну, тому її вміст обмежується 0,1...0,12%.

Фосфор в чавуні утворює фосфідну евтектику аустеніт –  $Fe_3P$ , що покращує ливарні властивості (підвищує рідкотекучість), але при цьому підвищується крихкість виливків, тому вміст фосфору становить до 0,2%, інколи



підвищується до 0,5% (при виготовленні тонкостінних виливків, наприклад, для художнього лиття).

Механічні властивості сірих чавунів обумовлені його структурою, передусім графітною складовою, і будуть залежати від кількості і величини графітних включень. Чим більша кількість графітних пластин і більша їх величина, тим менша міцність чавуну (при однаковій структурі металевої основи).

Найбільшу міцність мають чавуни з перлітною структурою, найменшу – феритні чавуни.

Пластичність сірих чавунів дуже мала ( $\leq 0,5\%$ ) і нею практично нехтують. Твердість чавуну визначається металевою основою і становить HB 143...255.

Графітні включення роблять чавун малочутливим до різноманітних зовнішніх концентраторів напружень (дефектам поверхні, надрізам, виточкам тощо). Графіт покращує оброблюваність різанням, роблячи стружку ламкою а також підвищує зносостійкість і антифрикційні властивості чавуну.

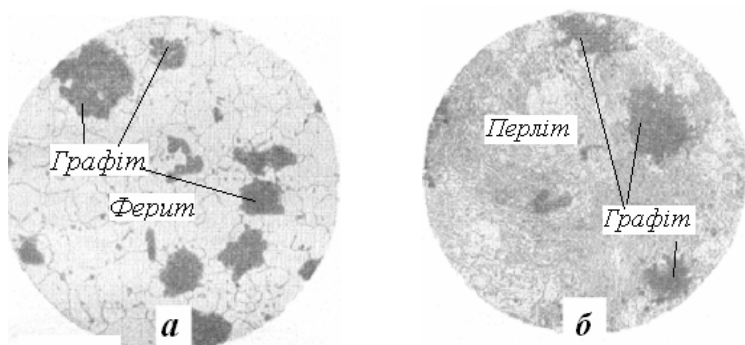
Сірий чавун маркується літерами СЧ (сірий чавун) і числами, які показують границю міцності при розтягуванні ( $\sigma_B$ ) в кг/мм<sup>2</sup>: СЧ 10 (феритний); СЧ 15, СЧ 20 (феритно-перлітні); СЧ 25, СЧ 30, СЧ 35, СЧ 40, СЧ 45 (перлітні сірі чавуни).

**Антифрикційні сірі чавуни** використовують для виготовлення підшипників ковзання, втулок, поршневих кілець та інших деталей, які працюють при терті по металу. Такі чавуни леговані невеликими кількостями (до 1%) легуючих елементів: хрому, нікелю, міді, титану, мають підвищений вміст фосфору (до 0,5%). Марки: АЧС – 1, АЧС – 2 і АЧС – 3.

### 3.11.2 Ковкий чавун

Характерною особливістю структури ковкого чавуну є наявність графітних включень компактної (пластівчастої) форми (рис.37).

Пластівчаста форма графітних включень утворюється під час тривалої витримки виливків з **білого** чавуну при високих температурах. Така термічна обробка називається **відпалом**.



**Рис.37** – Мікроструктури ковких чавунів: а – феритного ; б – перлітного

Схема відпалу білого чавуну на ковкий показана на рис.38.

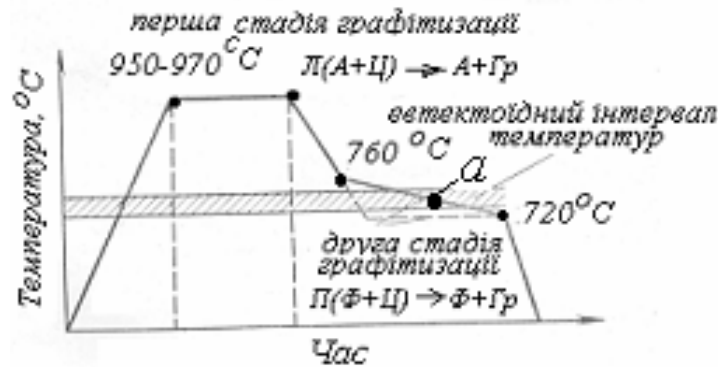


Рис.38 – Схема відпалу білого чавуну на ковкий

Відпал проводять у дві стадії. Спочатку виливки повільно нагрівають (20...25 год ) до 950...970°C і витримують при цій температурі 15...20 год. В цей період проходить перша стадія графітізації, тобто розпад цементиту, що входить до складу ледебуриту. Саме в цей період утворюється пластівчастий графіт. В кінці першої стадії графітізації структура чавуну буде складатися з аустеніту і пластівчастого графіту відпалу. Якщо виливки після цього безперервно охолоджувати до кімнатної температури, то в структурі буде перліт, який утворився з аустеніту при переході через еутектоїдний інтервал температур, і пластівчастий графіт, що утворився під час першої стадії графітізації, тобто утвориться **ковкий перлітний чавун** (рис.37, б). Якщо ж виливки охолодити до температур інтервалу еутектоїдного перетворення ( $\approx 760^\circ\text{C}$ ) і в цьому інтервалі швидкість охолодження суттєво знизити, пройде друга стадія графітізації: розпад аустеніту з утворенням феритнографітної структури. Такого ж ефекту можна добитися, якщо дати витримку при температурі дещо нижче цього інтервалу ( $\approx 720^\circ\text{C}$ ). При охолодженні до цієї температури спочатку утвориться перліт, а потім, при витримці, відбудеться розпад цементиту, який входить до складу перліту, з утворенням фериту і графіту. Після закінчення другої стадії графітізації матимемо **ковкий феритний чавун** (рис.37, а).

Якщо не до кінця провести другу стадію графітізації і охолодити чавун, наприклад з точки *a* (рис.38), то структура ковкого чавуну буде феритно-перлітною.

Ковкий чавун маркують літерами КЧ і цифрами. Перші дві цифри показують границю міцності при розтягуванні ( $\sigma_b$ ) в  $\text{кг/мм}^2$ , а другі – відносне видовження ( $\delta$ ) в % (наприклад, КЧ 35 – 10, КЧ 60 – 3).

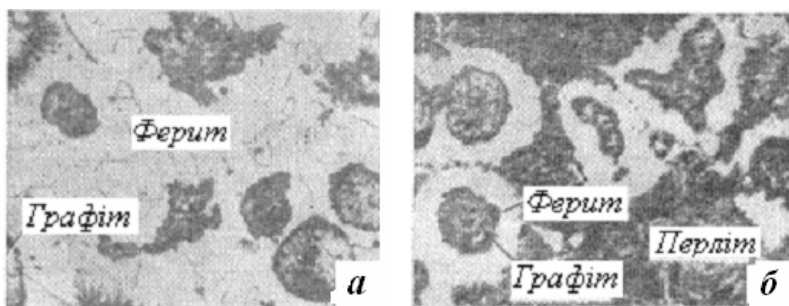
Виливки з ковкого чавуну використовують для деталей, які працюють при ударних і вібраційних навантаженнях. Наприклад, феритні ковкі чавуни КЧ 37 – 12, КЧ 35 – 10 використовують для виготовлення картерів редукторів, ступиць, крюків, скоб тощо. Твердість феритного ковкого чавуну НВ 163. Перлітні ковкі чавуни КЧ 50 – 4, КЧ 56 – 4, КЧ 60 – 3, КЧ 63 – 2 мають високу міцність, помірну пластичність і добрі антифрикційні властивості. З них виготовляють вилки карданних валів, ланки і ролики ланцюгів конвейерів, втулки, муфти тощо. Твердість перлітних ковких чавунів НВ 241...269.

Деталі, які виготовляються з ковкого чавуну, не повинні мати товщину стінок більш як 40...50 мм і вагу більше, зазвичай, 10 ... 15 кг. При більших розмірах в серцевині утворюється пластинчастий графіт і чавун стає непридатним для відпалу.

Хімічний склад білого чавуну, який відпалюється на ковкий, вибирають в межах: 2,5...3,0% С; 0,7...1,5% Si; 0,3...1,0 Mn;  $\leq$  % S і  $\leq$  % P. Чавун має понижений вміст вуглецю і кремнію, що виключає виділення пластинчастого графіту в структурі виливків при охолодженні. Крім того, понижений вміст вуглецю зменшує кількість графіту, що виділяється при відпалі, і, таким чином, сприяє підвищенню пластичності ковкого чавуну.

### 3.11.3 Високоміцний чавун з кулястим графітом

Характерною структурною ознакою високоміцного чавуну є те, що графітні включення в ньому мають кулясту форму (рис.39). Це досягається додаванням в рідкий чавун невеликих доз деяких металів (*модифікаторів*), найдієвішим з яких є магній. Достатньо ввести в рідкий чавун, який за хімічним складом не відрізняється від сірого чавуну, 0,03...0,07% Mg, щоб форма графіту в чавуні набула кулястої форми.



*Рис.39 – Мікроструктура високоміцного чавуну; а – феритного; б – феритно-перлітного*

Кулястий графіт, який має мінімальну поверхню при даному об'ємі, значно менше ослаблює металеву основу чавуну, ніж пластинчастий, і тим більше, ніж пластинчастий графіт. Чавуни з кулястим графітом мають високі механічні властивості, які не поступаються вуглецевій сталі, зберігаючи при цьому добрі ливарні властивості, оброблюваність різанням тощо. Звичайний склад чавуну: 2,7...3,6% С; 1,6...2,7% Si; 0,5...0,6% Mn;  $\leq$  0,03% S;  $\leq$  0,10% P.

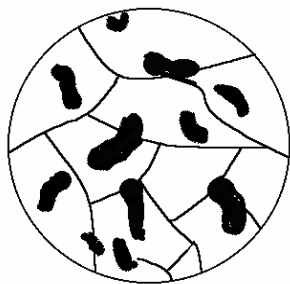
Виливки з високоміцного чавуну використовують в автомобілі – і дизелебудуванні (колінчасті вали, поршні, кришки циліндрів та ін. деталі), для багатьох деталей прокатних станів, для деталей ковальсько-пресового обладнання тощо.

Високоміцний чавун поділяється на марки: ВЧ 350-22; ВЧ 400-15; ВЧ 420-12; ВЧ 450-10; ВЧ 450-5; ВЧ 500-7; ВЧ 600-7; ВЧ 700-2; ВЧ 800-2; ВЧ 900-2; ВЧ 1000-2 (В – високоміцний, Ч – чавун, перше число вказує межу міцності на розтяг в МПа, друге число через дефіс – значення межі відносного видовження у відсотках).

### 3.11.4 Чавун з вермикулярною формою графіту

Високоміцний чавун із кулястим графітом поряд із його позитивними якостями (високі механічні та експлуатаційні характеристики) має і суттєві недоліки (підвищену об'ємну усадку, пониженою теплопровідність, схильність до

відбілу). В чавуні з **вермикулярним графітом** ці недоліки відсутні. В ньому поєднуються високі механічні і ливарні властивості, висока теплопровідність, низька собівартість.



*Рис.40 - Вермикулярна форма графіту*

Графіт в такому чавуні має вигляд коротких потовщених пластин з закругленими кінцями (рис.40), форма яких є перехідною між пластинчастим і кулястим графітом. Як конструкційний матеріал чавун із вермикулярним графітом є найбільш молодим типом чавуну. Перша технологія його виробництва була розроблена лише в 1966 році. Суть цієї технології полягає в тому, що рідкий чавун обробляється модифікаторами в кількості, недостатній для отримання цілковито кулястої форми графіту. У структурі чавуну утворюється вермикулярний графіт і 20..30% кулястого. Наприклад, при обробці чавуну магнієвими модифікаторами остаточний вміст магнію для забезпечення вермикулярного графіту повинен бути біля 0,02%.

До 1999 р. не було стандартів на чавун із вермикулярним графітом, і навіть це не перешкоджало його успішному використанню в машинобудуванні. Зараз існує ДСТУ 3326-99 "Чавун з вермикулярним графітом", за яким цей чавун поділяється на марки: ЧВГ 300-4; ЧВГ 400-4; ЧВГ 500-1 (Ч – чавун, В – вермикулярний, Г – графіт, перше число вказує межу міцності на розтяг в МПа, друге число через дефіс – значення межі відносного видовження у відсотках).

Чавун з вермикулярним графітом є ефективним матеріалом для деталей машин, які зазнають досить високих статичних, ударних і циклічних навантажень, працюють в умовах теплозмін тощо. В автомобілебудуванні цей чавун застосовується для виготовлення головок блоків циліндрів, випускних колекторів, гальмівних дисків, колінчастих і розподільчих валів, блоків циліндрів, зубчастих коліс, корпусів турбокомпресорів тощо.

Таким чином, класифікацію чавунів можна виразити за формою графітних включень і за структурою металевої основи (таблиця 1)

**Таблиця 1**

<i>Металева основа</i>	<i>Форма графітних включень</i>			
	<i>пластинчаста</i>	<i>вермикулярна</i>	<i>пластівчаста</i>	<i>куляста</i>
<i>Феритна</i>				
<i>Феритно-перлітна</i>				
<i>Перлітна</i>				

### Питання для самоконтролю

1. Які поліморфні модифікації має залізо?
2. Як позначаються критичні точки поліморфних перетворень заліза?
3. Які фази існують в сплавах заліза з вуглецем?
4. Що таке ферит?
5. Що таке аустеніт?
6. Що таке цементит?
7. Як поділяються сплави заліза з вуглецем за вмістом в них вуглецю?
8. Які лінії на діаграмі стану залізо-цементит є лініями ліквідусу? Солідусу?
9. Яка лінія на діаграмі стану є лінією евтектичного перетворення?
10. Як записується реакція евтектичного перетворення?
11. Як називається евтектика в залізобуглецевих сплавах?
12. Як відбувається формування структури технічного заліза? Яку структуру має технічне залізо при кімнатній температурі?
13. Які сталі відносяться до доевтектоїдних? Яку структуру вони мають після повного охолодження?
14. Які сталі відносяться до заевтектоїдних? Яку структуру вони мають після повного охолодження?
15. Яка сталь відноситься до евтектоїдної? Яку структуру вона має?
16. Які чавуни відносяться до доевтектичних? Яку структуру вони мають після повного охолодження в системі залізо-цементит?
17. Як впливають на властивості сталі вуглець, марганець, кремній, сірка і фосфор?
18. Яка мета легування сталей?
19. Як проявляється вплив легуючих елементів на властивості сталі?
20. Як проявляється вплив легуючих елементів на температурну область існування поліморфних модифікацій заліза?
21. На які види поділяються вуглецеві сталі? Як вони маркуються?
22. Які сталі називаються автоматними?
23. Які сталі відносяться до інструментальних вуглецевих? Який чавун відноситься до заевтектичного? Яку структуру мають заевтектичні чавуни після їх повного охолодження в системі залізо-цементит?
24. Який чавун називається евтектичним і яку структуру він має після повного охолодження?
25. Які точки на діаграмі стану називаються  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_4$ ,  $A_{cm}$ ?
26. Який чавун називається білим?, половинчастим?, графітизованим?
27. При яких умовах відбувається графітизація чавунусталей?
28. На які види поділяються леговані сталі за призначенням?
29. Які леговані сталі відносяться до інструментальних?
30. Які сталі відносяться до ресорно-пружинних, корозійностійких, зносостійких, підшипникових?
31. Як відбувається процес графітизації в чавунах?
32. Як поділяються чавуни за формою графітних включень?

33. Які чавуни називаються сірими? Як вони маркуються та які властивості мають ?
34. Які чавуни називаються ковкими? Технологія їх виробництва.
35. Як маркуються ковкі чавуни, які їх властивості та сфера використання?
36. Які чавуни називаються високоміцними? Яка технологія їх виробництва, які властивості вони мають та де використовуються?
37. Яка форма графітних включень називається вермикулярною? Які властивості чавунів з такою формою графітних включень та де вони використовуються?
38. Яку структуру металевої основи можуть мати графітізовані чавуни?

## Розділ 4

### Фазові перетворення в сплавах заліза (теорія термічної обробки металів і сплавів)

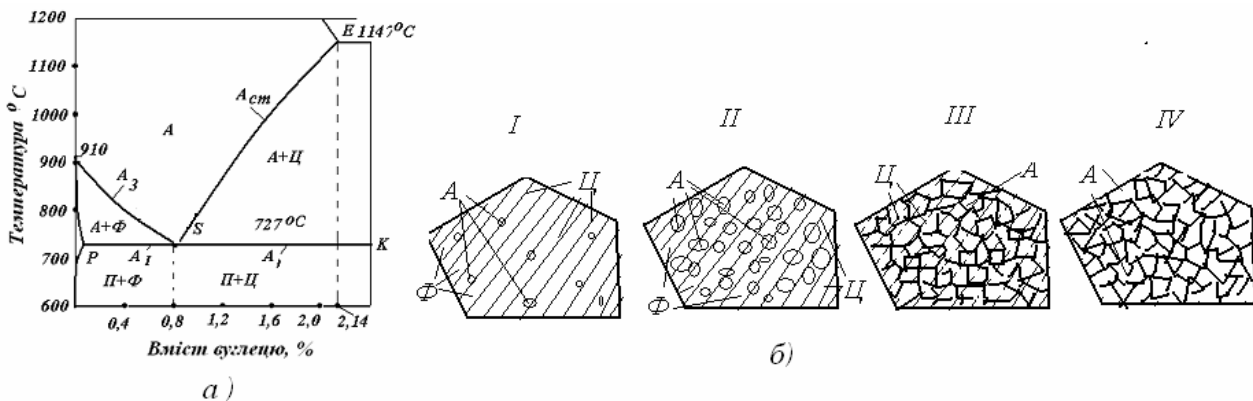
#### 4.1 Фазові перетворення в сталі при нагріванні

В машинобудуванні до 80% сталі, що споживається цією галуззю, піддається різним видам термічної обробки (в подальшому ТО), а зміцнювальній ТО – до 40%. Номенклатура зміцнювальних деталей величезна – від деталей приладів, різноманітних деталей машин (валів, зубчастих коліс, шпинделів тощо) до крупних елементів металургійного, транспортного, енергетичного обладнання. Термічній обробці піддають як заготовки (вилівки, поковки, прокат) так і готові деталі.

Основними параметрами процесів ТО є температура, до якої нагріваються деталі, швидкість нагрівання, час витримки при визначеній температурі, швидкість охолодження до заданої температури. Наступний матеріал цієї лекції викладається з метою зрозуміти, які саме процеси відбуваються в металі під час здійснення цих процесів.

При багатьох видах термічної обробки сталь нагрівають до температур існування аустеніту. Утворення аустеніту при нагріванні є дифузійним процесом і підкоряється основним положенням теорії кристалізації.

Загальне уявлення про перетворення, які протікають в сталі при нагріванні, видно з діаграми стану (рис.42).



**Рис. 42** – Перетворення сталі з феритно-цементитною структурою при нагріванні : а) – схема зміни фазового складу при нагріванні (діаграма стану Fe – Fe<sub>3</sub>C); б) – послідовні стадії перетворення перліту в аустеніт

При нагріванні евтектоїдної сталі (0,8%С) дещо вище критичної точки А<sub>1</sub> (727°С) перліт (феритно-цементитна структура) перетворюється в аустеніт: Ф (0,02%С) + Fe<sub>3</sub>C (6,67%С) → А (0,8%С). Перетворення складається з двох одночасно протікаючих процесів: поліморфного α→γ-переходу і розчинення в аустеніті цементиту.

При нагріванні доевтектоїдної сталі вище точки А<sub>1</sub> після перетворення перліту в аустеніт утворюється двофазна структура – аустеніт і ферит. При подальшому нагріванні в інтервалі температур А<sub>1</sub> – А<sub>3</sub> ферит поступово розчиняється в аустеніті, кількість фериту зменшується, а аустеніту –

збільшується (рис.42, б). При температурі  $A_3$  ферит повністю зникає. Аналогічно протікає перетворення і в заевтектійній сталі. При температурі дещо вищій  $A_1$  ( $727^\circ\text{C}$ ) перліт перетворюється в аустеніт. В інтервалі температур  $A_1 - A_{cm}$  відбувається розчинення надлишкового цементиту. Вище температури  $A_{cm}$  буде тільки аустеніт. Механізм процесу перетворення перліту в аустеніт полягає в зародженні зерен аустеніту на границі між феритом і цементитом і в подальшому їх рості після зникнення цих границь (рис.42, б). Ріст зерен аустеніту в результаті поліморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення відбувається швидше, ніж розчинення цементиту, тому після перетворення фериту в аустеніт в структурі сталі зберігається ще деяка кількість цементиту (рис.42, б, III) і для його повного розчинення в аустеніті і для вирівнювання хімічного складу аустеніту (гомогенізації) потрібна певна витримка при температурі, до якої сталь нагрівається.

#### 4.2 Ріст зерна аустеніту при нагріванні

Як уже було сказано, зерна аустеніту при нагріванні вище  $A_1$  зароджуються на границі між феритом і цементитом. При цьому число зародків достатньо велике і початкове зерно аустеніту дрібне (рис.43, б, розмір б).

При подальшому підвищенні температури (або збільшенню тривалості витримки при даній температурі) відбувається ріст одних зерен за рахунок інших, менших за розмірами. Розмір зерен, які утворилися при нагріванні, не змінюється при наступному охолодженні.

Схильність зерен аустеніту до росту неоднакова навіть у сталей одного хімічного складу внаслідок впливу умов їх виплавки.

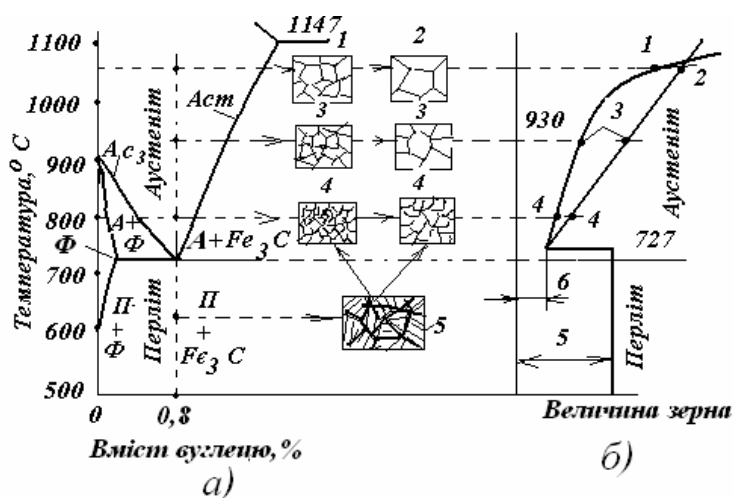
За схильністю до росту зерна розрізняють два граничних типів сталі: **спадково дрібнозернисті** і **спадково крупнозернисті**.

В спадково дрібнозернистій сталі при нагріванні до високих температур ( $1000...1050^\circ\text{C}$ ) зерно росте несуттєво, однак, при більш високому нагріванні спостерігається бурний ріст зерна. В спадково крупнозернистій сталі сильний ріст зерна спостерігається навіть при незначному перегріванні вище  $A_1$  (рис.43). Різна схильність зерна до росту визначається умовами розкислення сталі і її хімічним складом. Так, сталі, розкислені алюмінієм, сталі леговані такими карбідоутворюючими елементами як Ti, V, Zr, Nb, W, Mo можна вважати спадково дрібнозернистими оскільки вони не схильні до росту зерна аустеніту. І, взагалі, терміни – спадково дрібнозерниста і спадково крупнозерниста сталь не означають того, що дана сталь завжди має крупне чи завжди дрібне зерно. **Спадкове** зерно вказує лише на те, що при нагріванні до визначених температур крупнозерниста сталь має крупне зерно при більш низькій температурі, ніж сталь дрібнозерниста (рис.43).

Спадково дрібнозерниста сталь при достатньо високій температурі може мати навіть більш крупне зерно, ніж спадково крупнозерниста сталь. Тому вводиться поняття про **дійсне** зерно, тобто зерно, яке існує в сталі при даній температурі. Розмір дійсного зерна аустеніту обумовлений температурою нагрівання, тривалістю витримки при цій температурі і схильністю даної сталі до росту зерна при нагріванні.

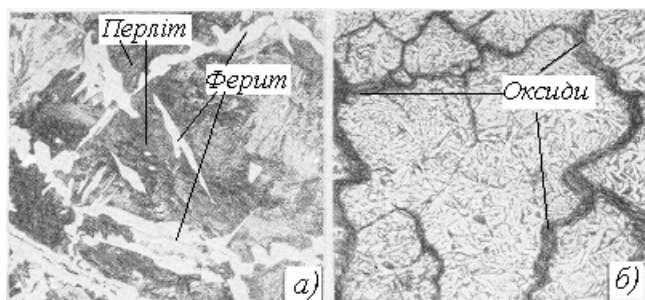


**Перегрівання і перепалювання.** Тривале нагрівання сталі при температурах значно більших за  $A_3$  або  $A_{cm}$  призводить до крупного дійсного зерна, яке зберігає свою величину і після охолодження до  $20^\circ\text{C}$ . Таке нагрівання прийнято називати **перегріванням** сталі. Перегріта сталь має крупнозернистий злам. В перегрітій сталі нерідко частина фериту (цементиту в заевтектоїдній сталі) утворюють **відманштетові** кристали. Відманштетовою структурою називається така структура, в якій ферит або цементит має вигляд пластин або голок (рис.44, а); така структура є небажаною через її низькі механічні властивості. Перегрівання може бути виправлено наступним нагріванням доевтектоїдної сталі вище точки  $A_{c3}$ , а евтектоїдної і заевтектоїдної сталей – вище точки  $A_{c1}$ .



**Рис.43** – Діаграма стану Fe – Fe<sub>3</sub>C (а) і схема росту зерна аустеніту в евтектоїдній сталі (0,8%С): 1 – спадково дрібнозерниста сталь; 2 – спадково крупнозерниста сталь; 3 – спадкове зерно; 4 – зерно при нагріванні під термічну обробку; 5 – вихідне (початкове) зерно перліту; 6 – початкове зерно аустеніту

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.44, б), які порушують цілісний зв'язок між зернами і роблять таку сталь надзвичайно крихкою як в гарячому так і в холодному стані. Злам такої сталі каменеvidний. Перепалювання – це невивправний дефект сталі.



**Рис.44** – Мікроструктура перегрітої (а) і перепаленої (б) сталі (x 100)

**Вплив величини зерна на властивості сталі.** З ростом зерна суттєво понижуються ударна в'язкість, робота розповсюдження тріщин і підвищується поріг холодноламкості. Крупнозерниста сталь також більш схильна до утворення тріщин при гартуванні. Все це потрібно враховувати при виборі режимів ТО, намагаючись отримувати сталь з можливо меншим зерном.

**Визначення величини зерна.** Існуючими на цей час методами можна визначати розмір зерен аустеніту як безпосередньо при температурах, до яких сталь нагрівається (при використанні спеціальних мікроскопів з нагрівальною

вакуумною камерою), так і після охолодження нагрітої сталі, в якій зберігається величина того зерна, яке було отримано при високій температурі. Величину зерна визначають під мікроскопом при збільшенні в 100 разів і порівнюють цю величину з еталонною, зображеною на рис.45. Величину зерна визначають балами. Між номером зерна  $N$  (балом) і кількістю зерен  $n$ , які вміщуються на  $1 \text{ мм}^2$  шліфу, існує така залежність:  $n = 2^{N+3}$ . Сталі з зерном №№ 1 – 5 відносять до групи крупнозернистих, а сталі з зерном №№ 6 – 10 до дрібнозернистих.

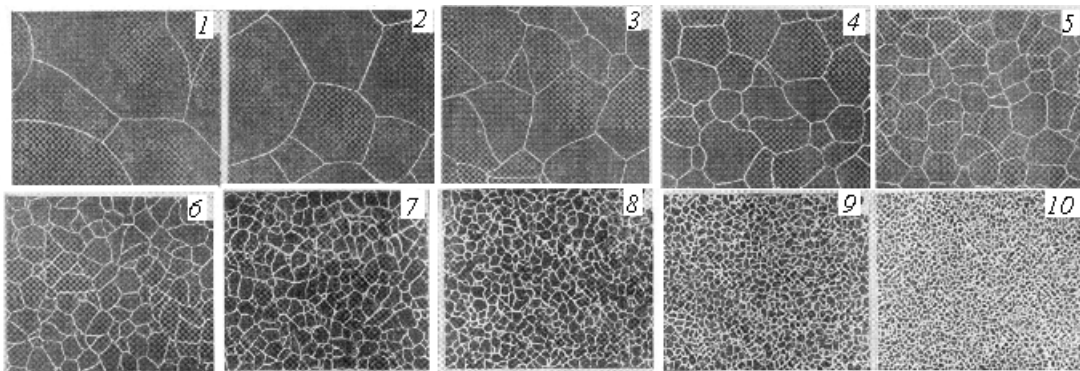


Рис. 45 – Шкала зернистості сталі. Цифрами вказано номер зерна ( $\times 100$ )

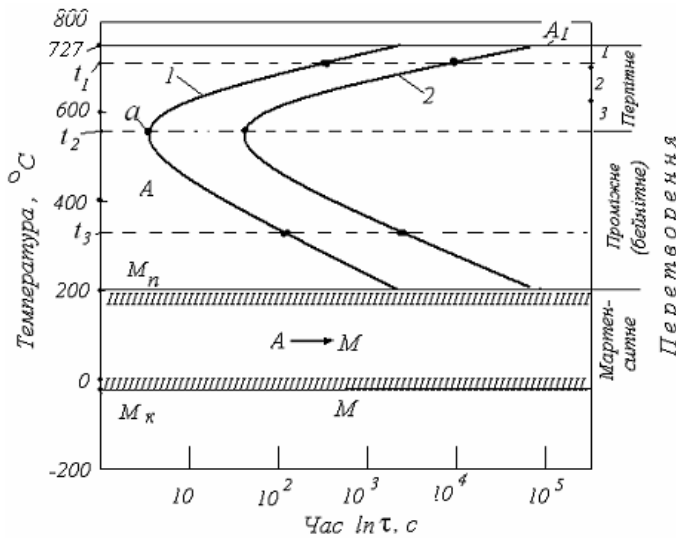
### 4.3 Перетворення переохолодженого аустеніту

Якщо сталь із структурою аустеніту в результаті нагрівання до температур вище  $A_{c3}$  (для доевтектоїдної сталі) або вище  $A_{cm}$  (для заевтектоїдної сталі), переохолодити до температури нижче  $A_1$ , то аустеніт виявиться в метастабільному стані і зазнаватиме перетворення.

Для описання механізму перетворення переохолодженого аустеніту користуються експериментально побудованими діаграмами ізотермічного перетворення аустеніту, тобто перетворення, що протікає при постійній температурі. Будуються такі діаграми в координатах Час – Температура – Степінь перетворення.

Для вивчення ізотермічного перетворення аустеніту невеличкі зразки сталі певного хімічного складу нагрівають до температур існування стабільного аустеніту а потім швидко охолоджують кожний зразок (тобто переохолоджують аустеніт) до температур нижче  $A_1$ , наприклад до 700, 600, 500, 400, 300°C і т.д., і витримують при цих температурах до повного розпаду аустеніту. Існуючими методами (мікроскопічним, магнітним, дилатометричним та ін.) можна зафіксувати початок та кінець розпаду аустеніту при кожній із зазначених температур. Перенісши час початку і кінця розпаду при кожній температурі на діаграму, отримують ряд точок, з'єднавши які плавними кривими, одержують криву початку розпаду аустеніту (крива 1 на рис.46) і кінця перетворення аустеніту (крива 2). Як видно з рис.46 (крива 1), початок розпаду аустеніту деякий час експериментально не фіксується. Цей період називається **інкубаційним**. Після закінчення цього періоду аустеніт розпадається з утворенням більш стабільних структур.

Область, яка лежить ліворуч від кривої початку розпаду аустеніту, визначає тривалість інкубаційного періоду; в інтервалі температур і часу, що відповідає цій області, існує переохолоджений аустеніт, який практично не зазнав помітного розпаду. Тривалість інкубаційного періоду характеризує стійкість переохолодженого аустеніту. Існує температурна область, де стійкість аустеніту найменша (точка *a* на рис.46). При цих температурах швидкість перетворення надзвичайно велика. У вуглецевих сталях тривалість інкубаційного періоду при цій температурі становить 1,0...1,5 с. При менших і більших температурах, тобто, при більших і менших ступенях переохолодження, стійкість переохолодженого аустеніту підвищується.



**Рис. 46** – Діаграма ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту для сталі з 0,8%С

В залежності від ступеня переохолодження аустеніту розрізняють три температурні області (або три ступені) перетворення (рис.46): **перлітну, область проміжного (бейнітного) перетворення і мартенситну.**

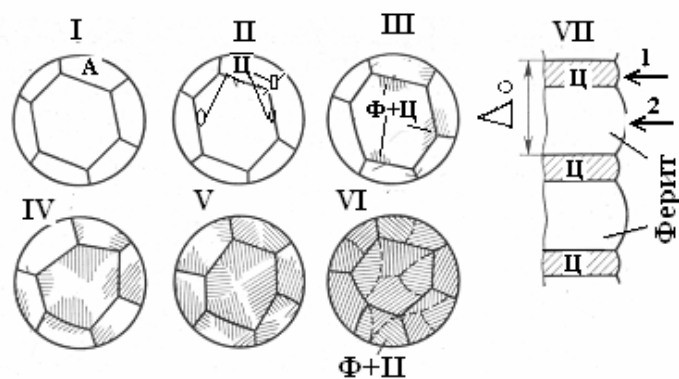
Знання цих перетворень має важливе значення для вирішення багатьох практичних задач, пов'язаних з термічною обробкою залізобуглецевих сплавів.

#### 4.4 Перлітне перетворення в сталі

Перлітне перетворення (див.рис.46) переохолодженого аустеніту відбувається в області підвищених температур і за своїм механізмом є дифузійним. Аустеніт вуглецевої сталі, практично однорідний за концентрацією вуглецю, розпадається з утворенням фериту з мізерною кількістю вуглецю (0,02%) і цементиту (6,67%С), тобто на фази, які мають різну концентрацію вуглецю. Ведучою фазою при цьому є цементит, зародки якого утворюються на границях зерен аустеніту (рис. 47).

В результаті росту зародків цементиту прилеглий до нього об'єм аустеніту збіднюється на вуглець, понижує свою стійкість і зазнає поліморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. При цьому кристалики фериту зароджуються на границі з цементитом. Подальший ріст феритних зародків приводить до збагачення

навколишнього аустеніту вуглецем, що затруднює розвиток  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення і сприяє утворенню нових і росту раніш утворених пластинок цементиту, що, в свою чергу, створює умови для утворення нових і росту вже утворених кристаликів фериту. Як результат цих процесів спільного росту кристалів цементиту і фериту утворюється перлітна колонія (рис.47, VII). Продукти перлітного перетворення мають пластинчасту будову. Чим більше переохолодження, тим більш тонкою виходить феритно-цементитна структура, тобто меншою величина міжпластинчастої відстані  $\Delta_0$  (рис.47), яка дорівнює середній сумі товщин двох пластинок фериту і цементиту. В області перлітного перетворення (див. рис. 46) можна виділити три температурних зони: 1, 2 і 3, де продукти розпаду переохолодженого аустеніту мають різну середню величину  $\Delta_0$  і різну назву: перліт, сорбіт і троостит (таблиця 2).



**Рис.47** – Схема утворення і росту зерна перліту: I – аустеніт; II – утворення зародка цементиту на границі зерна аустеніту; III – утворення пластин цементиту і фериту; IV - VI – ріст і утворення нових пластин цементиту і фериту (перліту); VII – перерозподіл вуглецю при утворенні перліту; 1 – висока концентрація вуглецю – цементит (6,67%С); 2 – низька концентрація вуглецю – ферит (0,02%С)

Таблиця 2

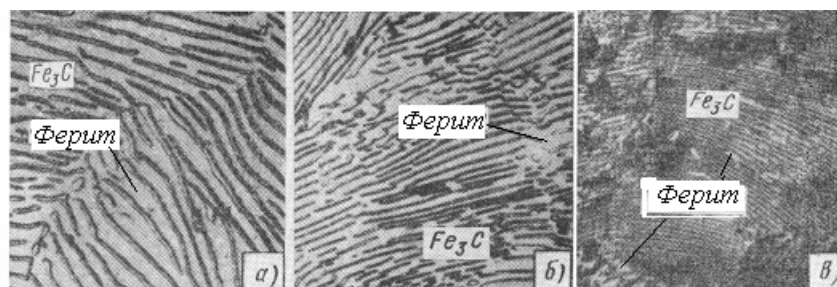
Зона (рис.46)	1	2	3
Структура	Перліт	Сорбіт	Троостит
$\Delta_0$ , мкм	0,6...1,0	0,25...0,30	0,10...0,15
Твердість, НВ	180...250	250...350	350...450

Перліт, сорбіт і троостит, які утворюються при розпаді переохолодженого аустеніту, є феритно-цементитними структурами, що мають пластинчасту будову і різняться тільки ступенем дисперсності (рис.48)

Твердість і міцність сталі тим вищі, чим більш дисперсна структура. Відносне видовження найвище в сталі з структурою сорбіту.

Ізотермічні перетворення в доевтектоїдних і в заевтектоїдних сталях відрізняються від перетворення евтектоїдної сталі тим, що в області

високих температур спочатку виділяються надлишкові фази – ферит в доевтектоїдній сталі і цементит в заевтектоїдній.



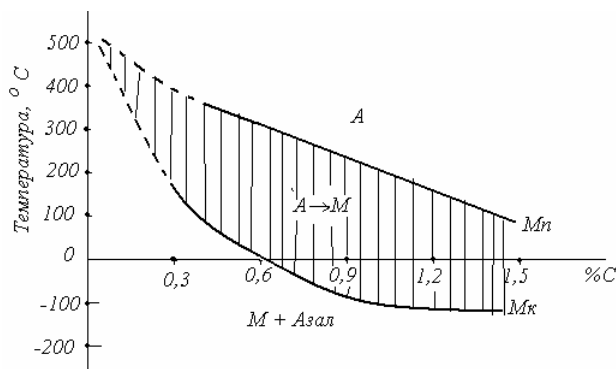
**Рис. 48** – Вплив температури переохолодження аустеніту на ступінь дисперсності феритно-цементитної структури ( $\times 1500$ ): а) – перетворення при  $700^{\circ}\text{C}$  – перліт; б) – перетворення при  $600^{\circ}\text{C}$  – сорбіт; в) – перетворення при  $\approx 500^{\circ}\text{C}$  – троостит

#### 4.5 Мартенситне перетворення в сталі.

Природа мартенситу. Мартенсит є впорядкованим пересиченим твердим розчином проникнення вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Якщо в рівноважному стані розчинність вуглецю в  $\alpha$ -залізі при  $20^{\circ}\text{C}$  не перевищує  $0,002\%$ , то його вміст у мартенситі може бути таким же, як у вихідному аустеніті, тобто, може досягти навіть  $2,14\%$ . Атоми вуглецю надзвичайно сильно спотворюють кристалічну ґратку  $\alpha$ -заліза (мартенситу), що робить мартенсит дуже твердим, крихким, схильним до крихкого руйнування. Мартенсит має понижений опір зародженню тріщин і особливо низький опір розвитку тріщин. Мартенсит порівняно з іншими структурними складовими сталі, і особливо з аустенітом, має найбільший питомий об'єм, що викликає при утворенні мартенситу при гартуванні сталі значні внутрішні напруження, які спричинюють деформацію виробів або навіть виникнення тріщин.

**Механізм мартенситного перетворення.** Мартенситне перетворення відбувається тільки в тому випадку, якщо швидким охолодженням аустеніт переохолоджений до низьких температур, при яких дифузійні процеси стають неможливими. Мартенситне перетворення є процесом бездифузійним як будь-яке поліморфне перетворення, пов'язане зі зміною типу кристалічної ґратки розчинника при утворенні нового твердого розчину. Швидкість утворення і росту кристалів мартенситу надзвичайно велика ( $\sim 10^3$  м/с). Мартенситне перетворення не вдається подавити швидким охолодженням, як це може бути при дифузійних перетвореннях. Перетворення починається відразу при температурі  $M_p$  (рис. 46) і протікає не в ізотермічних умовах, а в інтервалі температур, починаючи з температури  $M_p$ . Якщо охолодження припинити, то мартенситне перетворення також припиниться. Ця особливість мартенситного перетворення відрізняє його від дифузійного перлітного, яке повністю протікає в ізотермічних умовах при температурі нижче точки  $A_1$ . По досягненні певної для кожної сталі температури перетворення аустеніту в мартенсит припиняється (точка  $M_k$  на рис. 46). Положення точок  $M_p$  і

$M_k$  не залежить від швидкості охолодження і обумовлено хімічним складом аустеніту. Чим більше в сталі вуглецю, тим нижчою є температура точок  $M_n$  і  $M_k$  (рис. 49).



**Рис. 49** – Вплив вмісту вуглецю в сталі на положення температур початку ( $M_n$ ) і кінця ( $M_k$ ) мартенситного перетворення

Легуючі елементи, за виключенням кобальту і алюмінію, понижують точки  $M_n$  і  $M_k$ .

**Залишковий аустеніт.** Мартенситне перетворення зазвичай не проходить до кінця, тому в загартованих сталях, які мають точку  $M_k$  нижче  $20^\circ\text{C}$ , зокрема в сталях вуглецевих з вмістом вуглецю більш як  $0,4\text{...}0,5\%$  (рис.49), присутній залишковий аустеніт. Його кількість тим більша, чим нижче температура точок  $M_n$  і  $M_k$ , тобто чим більший вміст в аустеніті вуглецю і легуючих елементів (за виключенням кобальту і алюмінію). В сталі з  $0,6\text{...}1,0\%$ С кількість залишкового аустеніту не перевищує  $10\%$ , а в сталі з  $1,3\text{...}1,5\%$ С його може бути  $30\text{...}50\%$ . В деяких високовуглецевих сталях, легованих, наприклад ще і значною кількістю хрому, кількість залишкового аустеніту може досягати  $80\text{...}100\%$ . Це пояснюється зниженням температури точки початку перетворення  $M_n$  в область від'ємних температур.

**Властивості мартенситу.** Характерною особливістю мартенситу є його висока твердість і міцність. Твердість мартенситу зростає зі збільшенням в ньому вуглецю. Одночасно з цим і зростає схильність мартенситу до крихкого руйнування, тобто він має понижений опір зародженню і подальшому розвитку тріщин.

Висока твердість мартенситу пояснюється впливом вкорінених атомів вуглецю в гратку  $\alpha$ -фази (фериту), тобто великим числом дефектів кристалічної будови.

Мартенсит порівняно з іншими структурними складовими сталі, і особливо з аустенітом, має найбільший питомий об'єм, і це при утворенні мартенситу є однією з основних причин виникнення при гартуванні значних внутрішніх напружень, які викликають деформацію виробів і навіть виникнення тріщин. Найбільше зростання об'єму спостерігається в евтектоїдній сталі, тому вона найбільш чутлива до гартувальних тріщин і деформацій.

#### 4.6 Проміжне (бейнітне) перетворення.

Бейнітне (проміжне) перетворення протікає в температурній області між перлітним і мартенситним перетвореннями (див.рис.46). **Бейніт**, що при цьому утворюється, є структурою, яка складається з  $\alpha$ -твердого розчину, який зазнав мартенситного перетворення і дещо пересиченого вуглецем, і часток карбідів.

Бейнітне перетворення переохолодженого аустеніту поєднує в собі елементи перлітного і мартенситного перетворень: дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті між продуктами його розпаду (феритом і цементитом) і мартенситне перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

Бейнітне перетворення відбувається при температурах, коли самодифузія заліза і дифузія легуючих елементів практично неможлива, а дифузія вуглецю ще досить висока. З початку цього перетворення відбувається дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті, що приводить до утворення в ньому об'ємів, збагачених і збіднених вуглецем. Дільниці аустеніту з низьким вмістом вуглецю, в яких точка  $M_n$  лежить в області температур проміжного перетворення (див.рис.49), зазнають  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення за мартенситним механізмом. В об'ємах аустеніту, збагачених вуглецем, якщо їх пересиченість висока, в процесі ізотермічної витримки можуть виділятися частки карбідів, що призводить до збіднення цих дільниць вуглецем і до протікання в них перетворення за мартенситним механізмом.

$\alpha$ -фаза (мартенсит), що утворюється при бейнітному перетворенні, пересичена вуглецем і при тому тим більше, чим нижчою є температура перетворення. У зв'язку з цим відразу ж після  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, якщо дифузійна рухомість при даній температурі достатньо висока, з пересиченого  $\alpha$ -твердого розчину також можуть виділятися часточки карбідів.

Таким чином, **бейніт** – це мартенсит з включеними в ньому часточками карбідів.

#### 4.7 Перетворення аустеніту при неперервному охолодженні

Схематична діаграма, яка показує вплив швидкості охолодження на температуру і продукти розпаду аустеніту, наведена на рис.50.

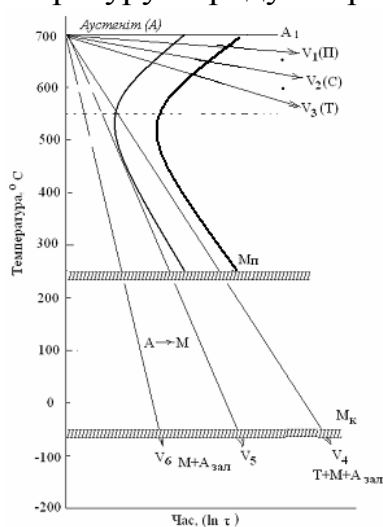


Рис. 50 – Схема впливу швидкості охолодження на продукти розпаду аустеніту при неперервному охолодженні

Чим вище швидкість охолодження, тим дисперснішою буде феритно-цементитна структура (швидкості охолодження  $V_1, V_2, V_3$ ) в області перлітного перетворення. Бейніт, зазвичай, при неперервному охолодженні не утворюється. При високих швидкостях охолодження ( $V_4$ ) перлітне перетворення не закінчується, частина аустеніту переохолоджується до точки  $M_n$  і перетворюється в мартенсит. Структура в цьому випадку складається з

трооститу і мартенситу. При дуже високих швидкостях охолодження (швидкості  $V_5$ ,  $V_6$ ) дифузійний розпад аустеніту взагалі стає неможливим і тоді аустеніт переохолоджується до точки початку мартенситного перетворення ( $M_p$ ) і перетворюється в мартенсит. Мінімальна швидкість охолодження  $V_5$ , при якій весь аустеніт переохолоджується до точки  $M_p$  і перетворюється в мартенсит, називають **критичною швидкістю гартування**.

Як уже зазначалося, у вуглецевих сталях, особливо у високовуглецевих, а також легованих сталях, перетворення аустеніту в мартенсит не йде до кінця, тому в цих сталях поряд з мартенситом буде також залишковий аустеніт.

Критична швидкість охолодження неоднакова для різних сталей і залежить від стійкості аустеніту, яка визначається складом сталі. Чим більша стійкість аустеніту (чим більш праворуч зсуваються лінії 1 і 2 початку і кінця перетворення – рис.46 ), тим меншою є критична швидкість гартування. Вуглецеві сталі мають високу критичну швидкість гартування ( $800\dots 200^\circ\text{C}/\text{c}$ ). Найменшу величину критичної швидкості має евтектоїдна сталь. Чим крупнішим є зерно аустеніту, тим вище стійкість аустеніту і менше критична швидкість. Усі легуючі елементи, за виключенням кобальту, підвищуючи стійкість аустеніту, суттєво знижують критичну швидкість гартування.

### Питання для самоконтролю

1. Які перетворення відбуваються при нагріванні сталі?
2. Які сталі називаються спадково крупнозернистими і спадково дрібнозернистими?
3. Як впливає величина зерна на властивості сталі?
4. Що називається перегріванням сталі і перепалюванням?
5. Які перетворення відбуваються в переохоложеному аустеніті при його ізотермічній витримці?
6. Яка структура утворюється в зоні перлітного перетворення?
7. Що таке перліт, сорбіт, троостит? Чим вони різняться?
8. Що таке мартенсит? Яку природу він має? Якими властивостями характеризується?
9. При яких умовах утворюється мартенсит?
10. Яка природа бейнітного перетворення?
11. Які структури утворюються при неперервному охолодженні сталі з аустенітного стану?
12. Яка швидкість охолодження називається критичною?



## Розділ 5

### Технологія термічної обробки сталі

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

#### 5.1 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.

В залежності 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 ліквідації, тобто неоднорідності хімічного складу в межах одного зерна. Така неоднорідність підвищує схильність сталі до крихкого руйнування під час обробки тиском, до анізотропії властивостей і виникненню таких дефектів як шиферність (шаруватий злам), флокени (тонкі внутрішні тріщини, які спостерігаються в зламах у вигляді білих овальних плям). Дендритна ліквідація знижує пластичність і в'язкість легованої сталі. Температура нагрівання сталі при дифузійному відпалі висока і становить  $A_{c3} + (100...200^{\circ}C)$ , 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) досягає 50...100 год 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 повинні проходити додаткову ТО – повторний повний відпал або нормалізацію для подрібнення зерна і покращання властивостей.

**Повний відпал** полягає в нагріванні доевтектоїдної сталі на  $30...50^{\circ}C$  вище верхньої критичної точки  $A_{c3}$ , витримці при цій температурі для повного прогрівання і завершення фазових перетворень в об'ємі металу і наступному повільному охолодженні (рис. 51).

При нагріванні до температури вище точки  $A_{c3}$  на  $30...50^{\circ}C$  утворюється аустеніт з дрібним зерном і тому при охолодженні виникає дрібнозерниста структура, яка забезпечує високу в'язкість і пластичність а також можливість досягнення високих властивостей після остаточної ТО.

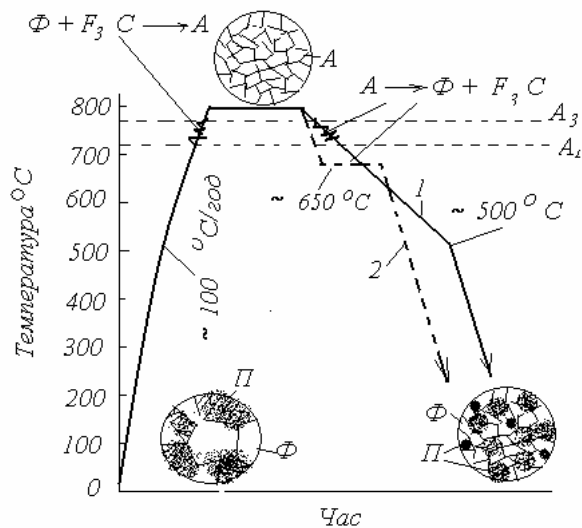


Рис. 51 – Схема повного відпалу доевтектоїдної сталі

Повільне охолодження (рис. 51, 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 температур 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 відноситься 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 нижче точки  $A_1$  (~ 650°C) і витримують при цій температурі (ізотермічна витримка) до повного розпаду аустеніту, після чого сталь можна охолоджувати на повітрі (рис. 51, пунктирна крива охолодження 2). Перевагою ізотермічного відпалу є зменшення тривалості процесу, особливо для легованих сталей, які приходиться 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 доевтектоїдних 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 (див. рис. 44, а).

Для заевтектоїдних сталей застосовують тільки неповний відпал, який приводить до утворення зернистого перліту замість пластинчастого (див. рис.

29). 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 **сфероїдацією**. Неперервне охолодження при сфероїдації повільне. Частіше проводять **ізотермічний сфероїдаційний відпал**, який потребує менше часу. В цьому випадку сталь повільно охолоджують (30...50°C/год) до 620...680°C, витримують при цій температурі 1...3 год. 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.30), то перед сфероїдаційним відпалом попередньо потрібно провести нормалізацію з нагріванням вище точки  $A_{сm}$  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°C. Температура відпалу високо вуглецевих легованих сталей – 730°C. Тривалість нагрівання становить 0,5...1,5 год.

При рекристалізаційному відпалі можуть відбуватися процеси коагуляції і сфероїдації 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°C з наступним повільним охолодженням. Наприклад, після основної механічної обробки деталі відповідального призначення (ходові гвинти, високо напружені зубчасті колеса, черв'яки та ін. деталі) часто проходять відпал (відпуск) при температурі 570...600°C на протязі 2...3 год. і після остаточної механічної обробки (шліфування) для зняття шліфувальних напружень при 160...180°C 2...2,5 год.

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

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

## 5.2 Нормалізація (нормалізаційний відпал).

Нормалізація полягає в нагріванні доєвтектоїдної сталі до температури на  $50^{\circ}\text{C}$  вище точки  $A_{c3}$ , а заєвтектоїдної сталі вище  $A_{c_{cm}}$  також на  $50^{\circ}\text{C}$ , нетривалій витримці для прогрівання деталей і завершення фазових перетворень і охолодженню 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 високо вуглецевої нормалізованої сталі порівняно з відпаленою. Призначення нормалізації різне в залежності від складу сталі. Для низько вуглецевих 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 середньо вуглецевої сталі нормалізацію або нормалізацію з високим відпуском ( $550...650^{\circ}\text{C}$ ) застосовують замість гартування і 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, і вірогідність утворення тріщин практично виключається.

Для заєвтектоїдної сталі нормалізацію застосовують для усунення сітки вторинного цементиту (див.рис.30), яка може виникнути при повільному охолодженні в інтервалі температур  $A_{cm} - A_1$ .

Нормалізацію з високим відпуском ( $600...650^{\circ}\text{C}$ ) часто використовують для виправлення структури легованих сталей замість повного відпалу, оскільки продуктивність перших двох операцій вище, ніж одного відпалу.

## 5.3 Гартування сталі

Гартування полягає в нагріванні сталі на  $30...50^{\circ}\text{C}$  вище точки  $A_{c3}$  для доєвтектоїдних сталей і на  $30...50^{\circ}\text{C}$  вище  $A_{c1}$  для заєвтектоїдних сталей, витримці при цих температурах для завершення фазових перетворень і наступному охолодженні зі швидкістю вище критичної (див.рис. 50, швидкість охолодження  $V_5$ ). На рис.52 наведені схеми гартування доєвтектоїдної (а) і заєвтектоїдної (б) сталі

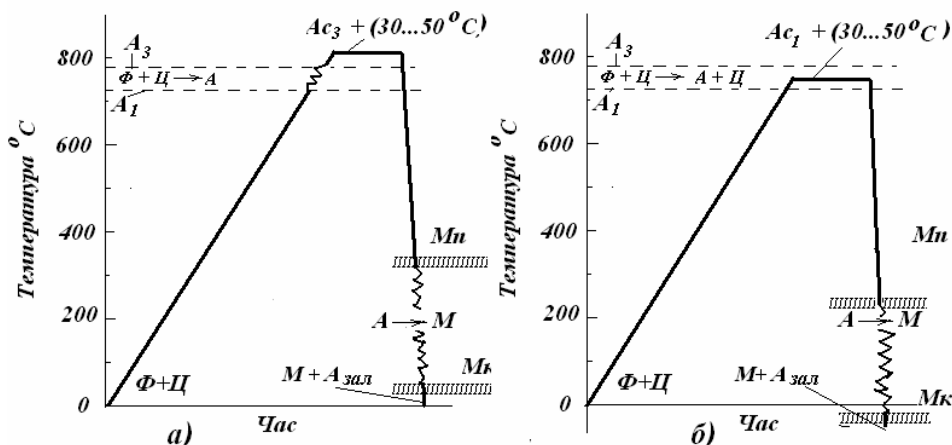


Рис.52 – Схеми гартування доєвтектоїдної (а) і заєвтектоїдної (б) сталі

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 і міцності, а конструкційну сталь – для підвищення міцності, твердості, отримання достатньо високої пластичності і в'язкості, а для низки деталей також і високої зносостійкості.

**Вибір температури гартування.** Доевтектоїдні сталі нагрівають до температур на 30...50°C вище точки  $A_{c3}$  ( див.рис. 52 ). 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 з 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 з температур вище точки  $A_{c3}$ . Правда, останнім часом встановлено, що гартування з 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.52 ). 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°C), що потрібно для переводу в твердий розчин спеціальних карбідів і отримання потрібної легованості аустеніту. Це підвищення температури не приводить до помітного росту зерна, оскільки нерозчинені карбіди тормозять 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.

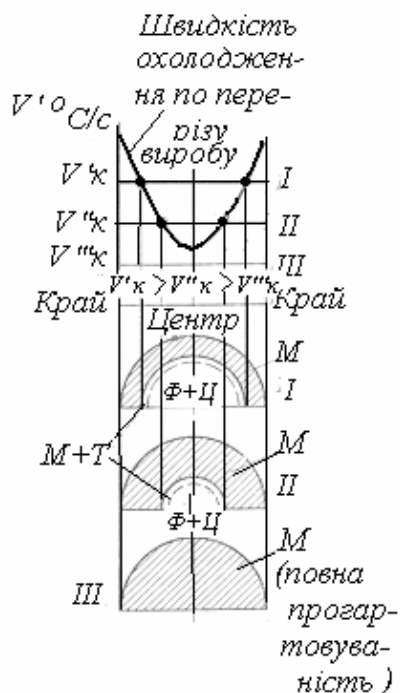
**Охолодні середовища для гартування.** Охолодження при гартуванні повинне забезпечувати отримання структури мартенситу в межах заданого перерізу виробу (тобто визначену прогартовуваність) і не повинне викликати гартувальних дефектів (тріщин, деформацій, жолоблення і значних розтягуючих напружень в поверхневих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

Найбільш бажана висока швидкість охолодження (вище критичної швидкості гартування) в інтервалі температур  $A_1 - M_n$  для попередження розпаду переохолодженого аустеніту в області перлітного і проміжного перетворення і уповільнене охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення для попередження утворення гартувальних дефектів – тріщин, деформацій, жолоблення і значних розтягуючих 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 легуваних 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 твердіше. Легуючі 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. 53).

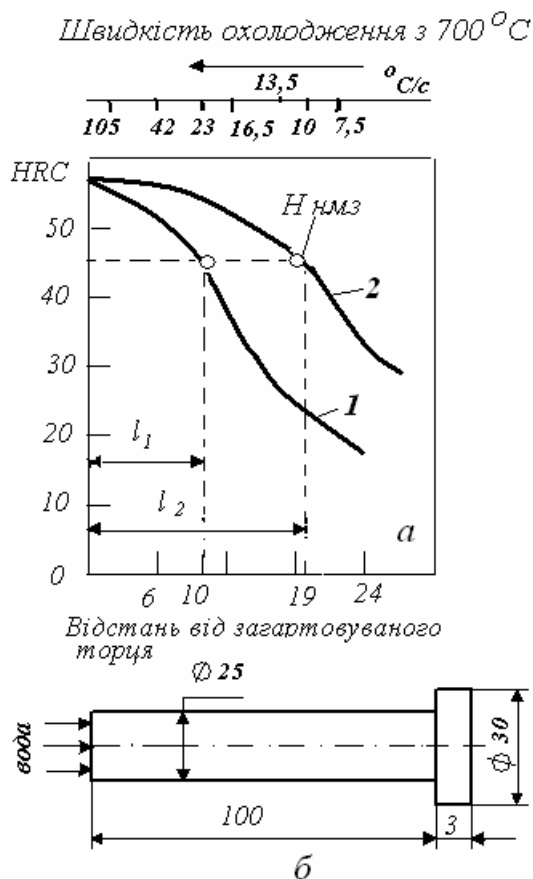


**Рис. 53** – Залежність прогартовуваності сталі від величини критичної швидкості гартування  $V_k$ :  $V'k$  – критична швидкість охолодження для вуглецевої сталі;  $V''k$  – теж саме для низьколегованої і  $V'''k$  – для високолегованої сталі; I – вуглецева сталь; II – низьколегована; III – високолегована сталь;  $\Phi + \text{Ц}$  – пластинчаста феритно-цементитна структура (троостит, сорбіт, перліт);  $M + T$  – 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 по структурі або ще легше – по твердості. 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 по глибині 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. 54, 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.54, 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.



**Рис.54** – Визначення прогартовуваності за торцевою пробою: а – зміна твердості по довжині зразка для низьколегованої (1) і високолегованої (2) сталі; б – схема торцевого гартування зразка; Н<sub>нмз</sub> – твердість напівмартенситної зони

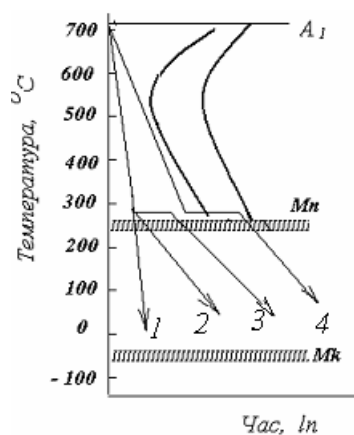
Низьковуглецеві сталі мають низьку прогартовуваність. Легуючі елементи, за виключенням кобальту, підвищують прогартовуваність (особливо марганець, хром, молібден і незначні присадки бору – 0,003...0,005%).

**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 співпадають за знаком, то сумарні напруження можуть перевищити границю міцності металу і це може привести до тріщин. Для боротьби з напруженнями застосовуються різні способи гартування.

**Способи гартування.** Найбільше поширення набуло гартування в одному охолоджувачі (див. рис. 55, 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.55, крива охолодження 2) полягає у тому, що загартовуваний виріб спочатку швидко охолоджують у воді до температури дещо вище точки *Mn*, а потім швидко переносять у менш інтенсивний охолоджувач, наприклад, у масло або на повітря, в якому він охолоджується до 20°C. При такому охолодженні зменшуються термічні напруження, порівняно з тими, які виникли б при швидкому охолодженні в одному охолоджувачі – воді, в тому числі і в області температур мартенситного перетворення.



**Рис. 55** – Схеми гартування: 1 – безперервне гартування; 2 – переривчасте гартування; 3 – ступінчасте гартування; 4 – ізотермічне гартування

*Ступінчасте гартування* (рис. 55, крива охолодження 3). Гартування в такий спосіб полягає в тому, що сталь після нагрівання до температури гартування охолоджують в середовищі, яке має температуру дещо вище точки *Mn* (зазвичай це розплавлені солі  $KNO_3$ ,  $NaNO_3$  або луги  $NaOH$ ,  $KOH$  з температурою 180...250°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 повинна бути обмеженою і не викликати перетворення аустеніту на бейніт. Такий спосіб гартування може бути використаний тільки для невеликих деталей діаметром до 8...10 мм, оскільки витримка крупних деталей в середовищі з температурою вище точки *Mn* для вирівнювання температури потребує більше часу, що може привести до розпаду аустеніту на мартенситні продукти перетворення.



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

*Ізотермічне гартування* (рис. 55, крива охолодження 4) відрізняється від ступінчастого тим, що вироби витримуються в розплавлених солях чи лугах вище точки  $M_n$  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 які повинні 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 газополуменевим нагріванням (газокисневими пальниками).

**Обробка сталі холодом.** В загартованій сталі, особливо з підвищеним вмістом вуглецю (більш як 0,6 %), в якій точка  $M_k$  лежить нижче  $0^\circ\text{C}$  (див. рис. 49), 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 ( $-30\dots-70^\circ\text{C}$ ). Відразу ж після обробки холодом виконують відпуск.

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

#### 5.4 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 операцією термічної обробки, внаслідок якої сталь отримує необхідні структуру і механічні властивості. Крім того, відпуск повністю або частково усуває внутрішні напруження, які виникають при гартуванні. Швидкість охолодження після відпуску також сильно впливає на величину залишкових напружень. Чим повільніше охолодження, тим менші залишкові напруження. Виключенням є

леговані сталі, схильні до так званої відпускнуї крихкості. Ці сталі після відпуску при 500...650°C у всіх 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°C, рідше до 240...250°C. При цьому знижуються внутрішні напруження, мартенсит гартування переводиться у відпущений мартенсит, підвищується міцність і дещо підвищується в'язкість без помітного пониження твердості і зносостійкості. Твердість загартованої сталі після низькотемпературного відпуску 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, ціанірування або нітроцементації. Тривалість низького відпуску 1...2,5 год, а для вимірювальних інструментів призначають більш тривалий відпуск.

**Середньотемпературний (середній) відпуск** виконують при 350...500°C 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°C слід проводити у воді, що сприяє утворенню на поверхні стискуючих залишкових напружень, які підвищують межу витривалості пружин.

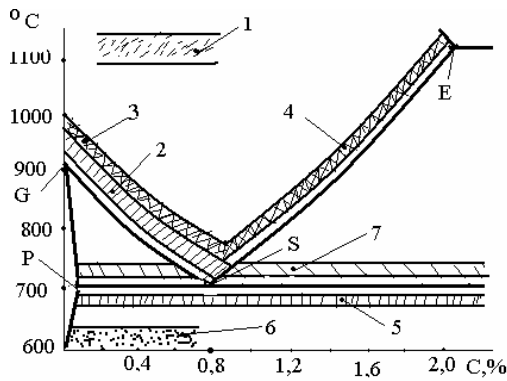
**Високотемпературний (високий) відпуск** проводять при температурі 500...650°C. Структура після такого відпуску – сорбіт відпуску. Високий відпуск створює найкращі співвідношення міцності і в'язкості сталі. Одночасно підвищуються межі міцності і текучості, відносно видовження і особливо – ударна в'язкість.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

Високому відпуску піддають середньовуглецеві (0,3...0,5%С) конструкційні сталі, від яких потребуються 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.

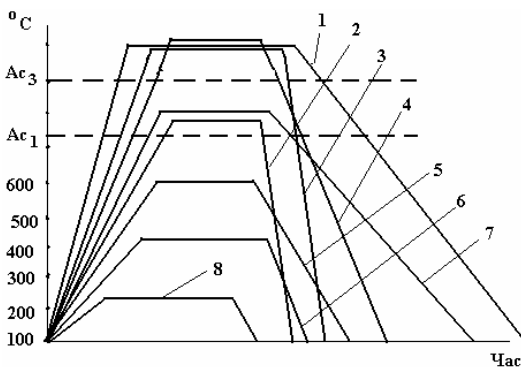
Відпуск при 550...600°C на протязі 1...2 год майже повністю знімає залишкові напруження, що виникли при гартуванні.

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

На рис.56 показано лівий кут цієї діаграми і температурні області нагрівання при термічній обробці сталей, а на рис.57 - схему режимів різних видів термічної обробки.



**Рис.56** - Температурні області нагрівання при термічній обробці сталі 1 – дифузійний (гомогенізуючий) відпал; 2 – повний відпал, повне гартування; 3, 4 – нормалізація; 5 - рекристалізаційний відпал; 6 – відпуск; 7 – неповний відпал, неповне гартування



**Рис.57** - 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

## 5.5 Термомеханічна обробка

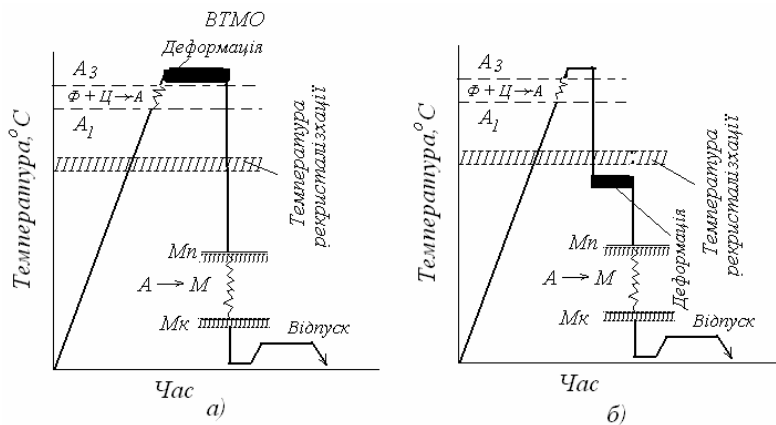
Термомеханічна обробка (ТМО) є методом обробки сталі, який дозволяє підвищувати механічні властивості порівняно з отриманими при звичайному гартуванні і відпуску.

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. 58, 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. 58, б). Степінь 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  $K_C = 5...6 \text{ кгс/см}^2$ . 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, понижує поріг холодноламкості.



**Рис. 58** – Схема термомеханічної обробки сталі: а – VTMO; б - HTMO

### Питання для самоконтролю

1. Суть і мета відпалу
2. Види відпалу
3. Суть, мета, режими повного відпалу сталі
4. Суть, мета, режими неповного відпалу сталі
5. Суть, мета, режими гомогенізаційного відпалу
6. Суть, мета, режими рекристалізаційного відпалу
7. Суть, мета, режими відпалу для усунення напружень в сталі
8. Суть, мета, режими нормалізації сталі
9. Суть і мета гартування сталі
10. Режими гартування сталі
11. Охолодні середовища при гартуванні
12. Загартовуваність та прогартовуваність сталі
13. Способи гартування
14. Обробка сталі холодом
15. Суть, мета та види відпуску сталі
16. Суть, мета та способи термомеханічної обробки сталі

## Розділ 6 Хіміко-термічна обробка сталі.

### 6.1 Загальна характеристика процесів хіміко-термічної обробки

Хіміко-термічною обробкою (в подальшому ХТО) називають поверхнєве 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 дифундуючого елемента в атомарному стані; 2) контактування атомів цього елемента з поверхнею сталюого виробу і проникнення їх в ґратку заліза (абсорбція); 3) дифузія атомів насичуючого елемента в глибину металу.

Швидкість дифузії атомів насичуючого 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.

### 6.2 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, зберігала високу в'язкість після гартування.

Для цементации деталі поступають після механічної обробки з припуском на шліфування 0,05...0,1мм або після остаточної обробки (наприклад, автомобільні шестерні). В багатьох випадках цементации піддають тільки частину деталі; тоді дільниці, 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 будови 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 стійкий аустеніт, який може розчиняти значну кількість вуглецю. 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 цементованого шару приймають суму заевтектоїдної, евтектоїдної і половини перехідної

(доевтектоїдної) зон або глибини 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 повинна 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 газову.

**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 і 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, і вміщують в піч з температурою 910...930°C. Нагрівання до цієї температури становить 7...9 хв на кожний сантиметр мінімального розміра ящика. Тривалість витримки при цементації становить приблизно 1 год на кожний 0,1 мм товщини цементованого шару. Після цементації ящики виймають з печі, охолоджують на повітрі до 400...500 °C 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 і автоматизації процесів; спрощується наступна термічна обробка виробів, оскільки можна проводити гартування безпосередньо з цементаційної печі.

Найякісніший цементований шар отримують при використанні природного газу – метану, пропанбутанових сумішей а також рідких вуглеводнів – гасу, синтину. Процес ведуть при температурі 910...930°C на протязі 6...12 год (товщина шару 1,0...1,7 мм). Основною реакцією, що забезпечує науглецювання при газовій цементації, є дисоціація метану ( $CH_4 \rightarrow 2H_2 + C_{ат}$ ) і оксиду вуглецю ( $2CO \rightarrow CO_2 + C_{ат}$ ).

**Термічна обробка сталі після цементації.** Остаточні властивості цементованих виробів досягаються після термічної обробки, якою можна

виправити структуру і зменшити зерно серцевини і 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...850 °С. Це забезпечує подрібнення зерна і повне гартування цементованого шару і часткове здрібнення зерна серцевини.

Часто застосовують гартування без повторного нагрівання а безпосередньо з цементацийної печі після деякого охолодження виробів до 840...860 °С. 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...900 °С (вище точки  $A_{c3}$  серцевини) призначають для виправлення структури серцевини і усунення цементитної сітки в поверхневому шарі. Друге гартування проводять з нагріванням до 760...780 °С 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...20%) і можливих включень зернистого цементиту.

Завершаючою операцією термічної обробки цементованих виробів в усіх випадках є низький відпуск при 160...180 °С, який переводить мартенсит гартування в відпущений мартенсит, що знімає напруження в сталі.

Твердість поверхневого шару після термічної обробки HRC 58...62.

### **6.3 Азотування.**

Азотуванням називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі азотом при нагріванні її в аміаку. Азотування надзвичайно сильно 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...600 °С), тоді як твердість цементованого шару зберігається тільки до 200...225 °С.

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...520 °С на протязі 24...60 год з отриманням шару товщиною 0,3...0,6 мм. Для прискорення процесу азотування часто застосовують двоступінчатий процес: спочатку азотування проводять при 500...520 °С, а потім при 540...560 °С. Охолодження після азотування проводять разом з піччю 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 сильно 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°C з охолодженням у воді або маслі. Відпуск проводять при температурі 600...675°C, що забезпечує структуру – сорбіт і можливість обробки різанням.
- Механічна обробка деталей і шліфування для надання остаточних розмірів деталі.
- Захист дільниць, які не підлягають азотуванню, нанесенням тонкого шару (0,01...0,015 мм) олова електролітичним способом або рідкого скла.
- Азотування.
- Остаточне шліфування або доводка виробу.

#### 6.4 Нітроцементация

Нітроцементацияю називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі одночасно вуглецем і азотом при 840...860 °С в газовому середовищі, яке складається з навуглецьовувального газу і аміаку. Тривалість процесу 4...10 год. Основне призначення нітроцементации – 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 нижче, ніж при цементации.

Нітроцементацию проводять в ендотермічній атмосфері ( 20% CO, 40% H<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 нітроцементации проводять гартування або безпосередньо з печі, або після повторного нагрівання до 800...825 °С. Після гартування проводять відпуск при 160...180 °С.

Нітроцементации зазвичай піддають деталі складної конфігурації, схильні до жолоблення, замість газової цементации.

Нітроцементация широко застосовується на автомобілі - і тракторобудівних заводах.

#### 6.5 Ціанірування

Ціаніруванням 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 ціанірування: 1) **середньотемпературне** ціанірування, 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 хв. Ціанірований шар товщиною 0,15...0,34 мм містить 0,7%С і 0,8...1,2%N.



Після ціанірування безпосередньо з ціаністої ванни виконується гартування, після якого слідує низький відпуск (180...200 °С). Ціанірований шар порівняно з цементованим має більшу зносостійкість. Середньотемпературне ціанірування застосовують для дрібних деталей; 2) **високотемпературне** ціанірування 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 год. Отриманий шар містить 0,8...1,2% С і 0,2...0,3% N. Після такого ціанірування деталі охолоджують на повітрі, а потім гартують і піддають низькотемпературному відпуску.

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

### **Питання для самоконтролю**

1. Суть та види хіміко-термічної обробки сталі
2. Суть, мета та способи цементації сталі
3. Термічна обробка сталі після цементації
4. Суть, мета та режим азотування сталі
5. Суть, мета та режим нітроцементації сталі
6. Суть, мета та режим ціанірування сталі

## Розділ 7 Сплави на основі кольорових металів

### 7.1 Алюміній і сплави на його основі

Властивості алюмінію: температура плавлення  $660^{\circ}\text{C}$ , густина  $2,7 \text{ г/см}^3$ , міцність  $50\dots 60 \text{ МН/м}^2$ , твердість  $\text{HV}170 \text{ МПа}$ , відносне видовження до 50%. За розповсюдженням у природі (8.8% за масою) алюміній займає третє місце після кисню та кремнію і перше – серед металів.

Маючи високу електропровідність, алюміній широко застосовується в електротехнічній промисловості. Як конструкційний матеріал використовуються сплави алюмінію з такими елементами як кремній, мідь, марганець, магній, цинк, літій, берилій. Основні позитивні якості алюмінієвих сплавів – це невелика густина, високі електро – та теплопровідність, корозійна стійкість, висока питома міцність.

За способом виробництва виробів з алюмінієвих сплавів останні можна поділити на дві групи: ливарні для фасонних виливків та деформовні (у т.ч. спечені) для виготовлення напівфабрикатів (листів, плит, труб, профілів, дроту, поковок) шляхом деформації (прокатування, кування, штампування тощо).

#### 7.1.1 Ливарні алюмінієві сплави

Ливарні алюмінієві сплави призначені для застосування в ливарному виробництві при виготовленні фасонних виливків, в приладо-, автомобіле-, суднобудуванні, авіації тощо. Серед алюмінієвих ливарних сплавів найбільше застосування отримали силуміни – сплави алюмінію з кремнієм

Силуміни охоплюють подвійні сплави системи  $\text{Al} - \text{Si}$  з вмістом до 11 - 13%  $\text{Si}$  і сплави більш складних систем:  $\text{Al-Si-Mg}$ ,  $\text{Al-Si-Cu}$ ,  $\text{Al-Si-Mg-Cu}$ .

Сплави цієї групи характеризуються добрими ливарними властивостями, порівняно високою корозійною стійкістю, високою щільністю (герметичністю виливків), середньою міцністю (180...260 МПа).

Крім силумінів застосовуються також і сплави систем  $\text{Al-Mg}$ ,  $\text{Al-Mg-Si}$ , що мають високу корозійну стійкість і міцність, систем  $\text{Al} - \text{Cu}$ ,  $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mn}$ ,  $\text{Al-Cu-Mg}$ ,  $\text{Al-Cu-Mg-Mn}$  з високою міцністю і жаростійкістю але з гіршими технологічними властивостями ( ливарними), ніж силуміни.

За ДЕСТУ 2839 – 94 ливарні алюмінієві сплави поділяються на п'ять груп:

1. Сплави системи  $\text{Al-Si-Mg}$ , які маркуються літерами АК (А – алюміній, К – кремній) і цифрами, що вказують вміст кремнію у відсотках. Наприклад, ливарні алюмінієві сплави АК7, АК12 мають вміст кремнію відповідно 7 і 12%.

2. Сплави системи  $\text{Al-Si-Cu}$ , які маркуються літерами АКМ (А – алюміній, К – кремній, М – мідь) і цифрами, які вказують вміст кремнію й міді у відсотках, причому цифру ставлять одразу після відповідної літери. Якщо вміст відповідного компонента  $\leq 1\%$ , то "1" не ставиться. Наприклад, АК5М, АК5М7 мають вміст кремнію 5% в обох сплавах і відповідно 1 і 7% міді.

3. Сплави системи  $\text{Al-Cu}$ , у яких маркування проводиться аналогічно. Приклад таких сплавів АМ5; АМ4,5Кд (літери "Кд" – означають кадмій).

4. Сплави системи *Al-Mg*. Приклад таких сплавів АМг4К1,5; АМг5К тощо (літери "Мг" – означають магній).

5. Сплави алюмінію з іншими компонентами (*Zn* – 3,5...12%, *Mg* – 1,5...2,0%, *Si* – 6...10%). Наприклад, АК7Ц9, АЦ4Мг тощо (літера "Ц" – означає цинк).

Збереглося також маркування ливарних алюмінієвих сплавів літерами АЛ (А – алюміній, Л – ливарний) і цифрами, що вказують тільки на порядковий номер у відповідному ГОСТі, наприклад, АЛ2, АЛ8, АЛ19 та ін.

### 7.1.2 Деформовні алюмінієві сплави

Деформовні алюмінієві сплави поділяються на такі, що не зміцнюються термічною обробкою і – зміцнюються. До першої групи відносяться подвійні сплави систем *Al-Mg* (АМг2, АМг3, АМг5, АМг6) і *Al-Mn* (АМц). Вони мають високу корозійну стійкість, добре зварюються; їх широко використовують в річковому та морському суднобудуванні, при виробництві ракет, гідролітаків, зварних ємностей, трубопроводів, цистерн, холодильників, дверей, віконних рам тощо.

До деформовних алюмінієвих сплавів, які зміцнюються термічною обробкою, відносяться:

1. **Дуралюміни** – сплави системи *Al-Cu-Mg*, в які додатково вводять марганець (0,4...1,8%) для підвищення корозійної стійкості і усунення шкідливого впливу заліза як постійної домішки внаслідок використання недостатньо чистого алюмінію при виготовленні сплавів. Дуралюмін (марки Д1, Д16) має високу міцність ( $\sigma_s = 400...550 \text{ МПа}$ ) і використовується для виготовлення деталей і елементів конструкцій середньої і підвищеної міцності (обшивки, шпангоути, нервюри, лонжерони літаків, кузови вантажних автомобілів тощо).

2. **Сплави авіаль** (марок АВ) системи *Al-Cu-Mg-Mn* поступаються дуралюмінам міцністю, але більш пластичні в холодному та гарячому стані, добре зварюються й протистоять корозії. З цих сплавів виготовляють різноманітні напівфабрикати (листи, прутки, труби), із яких виготовляють деталі й елементи конструкцій, що несуть помірні навантаження.

3. **Високоміцні алюмінієві сплави** марок В95, В96 - це сплави системи *Al-Mg-Cu-Zn*. Мають високу міцність ( $\sigma_s = 500...700 \text{ МПа}$ ) і використовуються для виготовлення деталей високонавантажених конструкцій.

4. **Алюмінієві сплави для кування й штампування марок АК4, АК6, АК8** системи *Al-Mg-Cu-Mn-Si*. Використовують для виготовлення деталей складної форми куванням і штампуванням при температурах 450...475 °С. Це крильчатки, фітинги, підмоторні рами, пояси лонжеронів, лопаті гвинтів вертольотів тощо.

#### **Термічна обробка алюмінієвих сплавів.**

Для зміцнення алюмінієвих сплавів застосовують гартування і старіння.

Для усунення нерівноважних структур і деформаційних дефектів будови, які знижують пластичність сплавів, застосовують відпал.

## Гартування та старіння алюмінієвих сплавів

Термічна обробка для підвищення міцності деформованих алюмінієвих сплавів полягає у гартуванні виробів із температур 495...525 °С в холодній воді з наступним старінням при 150...180 °С протягом 4...12 год (штучне старіння) або при нормальній температурі протягом кількох діб (природне старіння). Гартуванню піддають алюмінієві сплави, в яких алюміній з легуючим елементом утворює обмежені тверді розчини зі змінною розчинністю легуючого елемента (рис.59, лінія *ab*). Швидким охолодженням одержують нерівноважну структуру пересиченого  $\alpha$  - твердого розчину. При старінні нестабільний пересичений твердий розчин розпадається з виділенням з нього надлишкової фази у вигляді надзвичайно дрібних включень, які зміцнюють сплав.

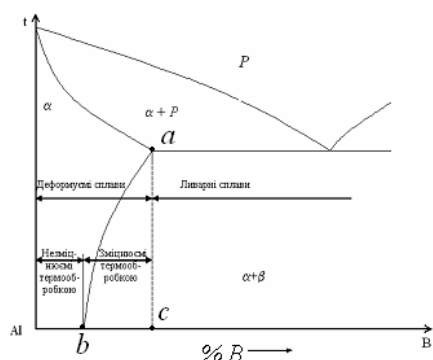


Рис.59 – Схема діаграми стану системи Алюміній-легуючий елемент

## Відпал алюмінієвих сплавів

**Гомогенізаційному відпалу** піддають зливки перед обробкою тиском для усунення дендритної ліквіації, яка призводить до утворення неоднорідного твердого розчину і виділенню по границях зерен крихких нерівноважних включень (наприклад, включень  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  та ін). В процесі гомогенізації склад кристалів вирівнюється, пластичність литого сплаву підвищується, що полегшує обробку тиском. Температура гомогенізації в межах 450...520°C, витримка від 4 до 40 год. Охолодження на повітрі або разом з піччю.

**Рекристалізаційний відпал** застосовується для усунення наклепу і отримання дрібного зерна. Температура рекристалізаційного відпалу становить від 350 до 500°C з витримкою 0,5...2,0 год. Швидкість охолодження для сплавів, які не зміцнюються термічною обробкою, довільна. Для сплавів, зміцнювальних ТО, швидкість охолодження до 200...250°C повинна бути  $\leq 30^\circ\text{C}/\text{год}$ .

**Відпал для знеміцнення сплавів, що пройшли гартування і старіння** проводять при 350..450°C з витримкою 1...2 год. Швидкість охолодження не повинна перевищувати 30°C/год. Після відпалу сплав має низьку межу міцності, задовільну пластичність і високий опір корозії.

До алюмінієвих деформованих сплавів відносять також **спечені сплави**, які виготовляють послідовним брикетуванням, спіканням й пресуванням порошків.

До таких сплавів відносяться матеріали зі спеченої алюмінієвої пудри (САП) і спечені алюмінієві сплави (САС).

Матеріали САП складаються з алюмінію й оксиду алюмінію (6...22%). Вихідним матеріалом для одержання пудри алюмінію і його оксиду є порошок алюмінію, який виготовляють розпиленням розплавленого алюмінію. Порошок розмелюється в кульових млинах в атмосфері азоту з додаванням 2...3% кисню для окислення одержаної пудри алюмінію й утворення оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ . Вміст оксиду алюмінію в суміші й розмір часток пудри залежить від тривалості розмелювання.

Матеріал САП характеризується високою міцністю, жароміцністю, корозійною стійкістю і термічною стабільністю властивостей. САП добре деформується в холодному й гарячому стані, легко оброблюється різанням, задовільно зварюється. З цього матеріалу виготовляють листи, профілі, штамповані заготовки, труби, фольгу. З них виробляють деталі, які працюють тривалий час при температурах 300...500 °С: поршневі штоки, лопатки компресорів, лопаті турбін і вентиляторів в хімічній і нафтовій промисловості.

Спечені алюмінієві сплави САС виготовляють із порошоків, одержаних розпиленням рідких алюмінієвих сплавів певних марок. Практичне значення мають спечені сплави з низьким коефіцієнтом лінійного розширення, близьким до коефіцієнта лінійного розширення сталі, наприклад, сплав САС-1 (2,5...30% Si, 5...7% Ni, решта - Al). Ці сплави замінюють більш важкі сталі при виготовленні окремих деталей приладів. Механічні властивості САС характеризуються досить високою міцністю ( $\sigma_s = 260$  МПа), твердістю (НВ1200 МПа) і низькою пластичністю ( $\delta = 1,0...1,5\%$ ). Цим методом одержують стандартні алюмінієві порошоківі сплави Д16П, АК4П та ін. (П - порошоківий). Порівняно з ливарними спечені сплави мають більш високу тривалу міцність при температурах 250...350 °С.

## 7.2 Мідь і сплави на її основі

Властивості міді: температура плавлення 1083 °С, густина 8.96 г/см<sup>3</sup>, міцність 220 МПа, відносне видовження 60%, твердість НВ35. Мідь характеризують високі тепло – та електропровідність, пластичність і корозійна стійкість. За тепло – та електропровідністю мідь займає друге місце після срібла, але внаслідок її більшого практичного значення ці властивості прийнято вважати еталоном (100%), по відношенню до якого оцінюються інші метали.

Незважаючи на порівняно невелике розповсюдження міді в природі (0,0047%), вона відноситься до металів, відомих людині з далекої давнини. Цьому сприяло те, що мідь зустрічається в природі у вигляді самородків а також її легка відновлюваність з оксидів і карбонатів. Застосування людиною міді (мідний вік – 7...4 тис. до н.е.), а потім її сплавів (бронзовий вік – 4...1 тис. до н.е.) відіграло значну роль у розвитку матеріальної культури людської цивілізації.

В наш час приблизно половина міді, що виплавляється, використовується переважно в електротехнічній промисловості завдяки високій електропровідності, а половина – для виготовлення сплавів на її основі. Зберігаючи позитивні якості міді (високі тепло - та електропровідність,

корозійну стійкість, пластичність та ін.), мідні сплави мають високі механічні, технологічні та експлуатаційні властивості.

Для легування мідних сплавів використовуються переважно такі елементи як олово, цинк, алюміній, кремній, марганець, нікель, берилій, свинець, залізо, фосфор. В марках мідних сплавів ці елементи позначаються такими літерами: *Zn* – Ц; *Sn* – О; *Al* – А; *Si* – К; *Mn* – Мц; *Ni* – Н; *Be* – Б; *Pb* – С; *Fe* – Ж; *P* – Ф. Мідні сплави поділяються на такі основні групи – латуні, бронзи та мідно-нікелеві сплави.

### 7.2.1 Латуні

Латуні – це сплави, в яких основним легуючим елементом є цинк. Поділяються на подвійні (прості) та багатокомпонентні (леговані). Подвійні латуні маркуються літерою Л (латунь) і числом, яке показує середній вміст міді в сплаві (Л96, Л90, Л59 тощо). Решта в сплаві – цинк. Подвійні латуні з підвищеним вмістом міді (Л96, Л90, Л70) мають високу пластичність і використовуються для виготовлення деталей штампуванням.

Всі латуні за технологічною ознакою поділяються на дві групи: деформовні, з яких виготовляють листи, стрічки, труби, дріт ті інші папівфабрикати, і ливарні – для фасонного литва. Багатокомпонентні латуні, призначені для лиття, маркуються літерами Л (латунь), Ц – (цинк), далі число, що показує вміст цинку в процентах, за ним ставляться літери, які показують наявність того чи іншого легуючого елемента з вказівкою біля нього вмісту цього елемента в процентах. Наприклад, ЛЦ38Мц2С2 – латунь, яка містить 38% *Zn*, 2% *Mn*, 2% *Pb*, решта – мідь.

Ливарні латуні мають хорошу рідкотекучість, антифрикційні властивості і мало схильні до ліквіації.

Оброблювані тиском складні латуні маркують літерою Л, за якою ідуть літери, що позначають легуючі елементи, а за ними перші дві цифри показують вміст міді, а наступні – вміст інших елементів (решта цинк), наприклад, марка ЛАНКМц 75-2-2,5-0,5-0,5 означає латунь з масовою часткою *Cu* – 75%; *Al* – 2%; *Ni* – 2,5%; *Si* – 0,5; *Mn* – 0,5%, решта 19,5% – цинк.

Існує низка спеціальних латуней. Наприклад, деформовна латунь ЛЖМц 59-1-1 має високу корозійну стійкість в атмосферних умовах, прісній і морській воді і використовується в суднобудуванні. Більш високу стійкість в морській воді мають латуні, леговані оловом, наприклад, ЛО70-1, ЛО62-1, які отримали назву морських латуней. Латунь ЛС59 – 1 (автоматна латунь) постачається в прутках і призначається для виготовлення деталей обробкою на верстатах-автоматах.

### 7.2.2 Бронзи

Бронзи – це сплави міді зі всіма елементами крім цинку, який може входити до складу бронз, але не як основний легуючий елемент. Бронзи поділяються на дві групи – олов'яні та безолов'яні. В олов'яних бронзах основним легуючим елементом є олово. Подвійні олов'яні бронзи з 9...11% *Sn* (Бр.О10) мають високі антифрикційні властивості і є кращими підшипниковими сплавами. З них виготовляють також вінці зубчатих, черв'ячних коліс для механізмів відповідального призначення. Але внаслідок дороговизни і дефіцитності олова

такі бронзи мають обмежене використання. Для економії олова його частково в бронзах замінюють цинком, свинцем, нікелем, фосфором. Такі бронзи дешевші і мають кращі механічні та технологічні властивості, наприклад, оброблюваність різанням і тиском, корозійну стійкість, рідкотекучість. У легованих олов'яних бронзах вміст олова знаходиться в межах 3...6%.

Безолов'яні бронзи як основний легуючий елемент містять *Al, Pb, Be, Si, Mn* і їх називають відповідно алюмінієвими, свинцевими, берилієвими, кремнієвими, марганцевими. Такі бронзи мають високі механічні властивості (алюмінієві), корозійну стійкість, пластичність, теплостійкість (марганцеві), добрі ливарні властивості (кремнієві), міцність, твердість, зносостійкість (берилієві), високі антифрикційні властивості (свинцеві). Безолов'яні бронзи значно дешевші за олов'яні й мають досить широке застосування в промисловості для виготовлення труб, прутків, стрічок, зубчатих коліс, частин насосів і турбін, арматури та деталей хімічного машинобудування й суднобудування тощо.

Бронзи поділяються на деформовні та ливарні. Деформовні бронзи маркуються літерами Бр, після них вказують основні легуючі елементи, а за ними в такому ж самому порядку цифри, які вказують на вміст цих елементів (решта – мідь). Вміст міді як в деформовних так і в ливарних бронзах визначається за різницею від 100%. Наприклад, БрОЦС4-4-4 означає, що до складу цієї бронзи входить по 4% *Sn, Zn* і *Pb*, решта – *Cu*; а в бронзі БрАЖН10-4-4 міститься 10% *Al*, по 4% *Fe* та *Ni*, решта – *Cu*.

В ливарних бронзах вміст усіх компонентів у відсотках пишеться відразу після літер, що позначають ці компоненти. Наприклад, БрОЗЦ7С5Н1 означає, що до складу цієї бронзи входить 3% *Sn*, 7% *Zn*, 5% *Pb*, 1% *Ni* решта – *Cu*.

### 7.2.3 Мідно-нікелеві сплави

Мідно-нікелеві сплави, до яких відносять **мельхіор**, **нейзильбер** та **куніаль**. Ці сплави мають гарні механічні властивості, високу корозійну стійкість, добре обробляються тиском у гарячому та холодному станах. Мельхіори МНЖМц 30-1-1, МН 19 використовують у ювелірній промисловості, з них виготовляють столові прилади – ножі, виделки тощо.

Нейзильбери містять до 35% *Ni* і до 45% *Zn* (наприклад МНЦ 15-20), вони характеризуються високою міцністю, мають красивий сріблястий колір. Використовують цей сплав для виготовлення деталей в електротехніці, ЕОМ, телевізійній техніці, медицині, побутового посуду, монет тощо.

Куніалями називають сплави міді з нікелем та алюмінієм (МНА 13-3, МНА 6-1,5). Вони мають високі механічні властивості, добру корозійну стійкість у воді. Використовують їх у машинобудуванні для виготовлення пружин та спеціальних деталей в електротехніці.

### 7.3 Магній і сплави на його основі

Властивості магнію: температура плавлення  $651^{\circ}\text{C}$ , густина  $1,74 \text{ г/см}^3$ , міцність  $\sigma_{\text{в}} = 15...200 \text{ МПа}$ , твердість НВ300...НВ360 МПа, відносне видовження  $\delta = 8...11,5\%$  (перші значення відносяться до литого магнію, другі - до деформованого). Розповсюдження в земній корі 1,87% за масою (третє місце серед металів після заліза та алюмінію). Магнієві сплави

поділяються на ливарні для виготовлення фасонних виливків та деформовні для виготовлення заготовок пресуванням, прокаткою, куванням, штампуванням.

Як легуючі елементи в магнієвих сплавах використовують алюміній (до 10%), цинк (до 6%), марганець (до 2,5%), цирконій (до 1,5%).

### **7.3.1 Ливарні магнієві сплави**

Ливарні магнієві сплави маркуються літерами МЛ і цифрою (порядковий номер), наприклад, МЛ2, МЛ5, МЛ10 та ін. Магнієві ливарні сплави придатні для усіх відомих способів лиття - в піщані, оболонкові форми, в кокілі, під тиском, за моделями, що виплавляються.

### **7.3.2 Деформовні магнієві сплави**

Деформовні магнієві сплави маркуються літерами МА і цифрою (порядковий номер), наприклад, МА1, МА5, МА11 та ін.

Магнієві сплави придатні для роботи при низьких, нормальних та підвищених температурах. Завдяки малій густині ( $\gamma = 1,4...2 \text{ г/см}^3$ ), високій питомій міцності ( $\sigma_s/\gamma = 24$  проти 21 для алюмінієвих, 22 для титанових сплавів, 23 для сталі), здатності поглинати енергію удару і вібраційні коливання, відмінній оброблюваності різанням магнієві сплави широко використовуються в промисловості, передусім для зниження маси виробів, підвищення їх жорсткості. Вони застосовуються в автомобільній, тракторній промисловості (картери двигунів, коробки передач, барабани коліс та інші деталі), в електро- та радіотехніці (корпуси приладів, деталі електродвигунів), в оптичній промисловості (корпуси біноклів, фотоапаратів) та в багатьох інших галузях техніки. Основне обмеження в застосуванні магнієвих сплавів - понижена корозійна стійкість у деяких середовищах.

## **7.4 Титан і сплави на його основі**

Властивості титану: температура плавлення  $1672^\circ\text{C}$ , густина  $4,5 \text{ г/см}^3$ , міцність  $\sigma_s = 256 \text{ МПа}$ , відносне видовження  $\delta = 72\%$ , твердість  $НВ$  до  $1000 \text{ МПа}$ . Розповсюдженість у земній корі  $0,57\%$  за масою, четверте місце серед металів (після заліза, алюмінію й магнію).

Легкість, висока міцність в інтервалі температур від  $-250^\circ\text{C}$  до помірно високих ( $300...600^\circ\text{C}$ ), відмінна корозійна стійкість забезпечують титановим сплавам широке застосування в багатьох галузях промисловості. Для виготовлення сплавів титан легують алюмінієм (до 8%), молібденом (до 8%), марганцем (до 2%), хромом (до 11%), оловом (до 3%), ванадієм (до 6%), залізом (до 2%), цирконієм (до 12%), ніобієм (до 2%). Титан легують для покращання механічних властивостей, інколи - для підвищення корозійної стійкості (паладієм до  $0,2\%$ ). Більшість титанових сплавів піддаються термічній і хіміко-термічній обробці.

Маркуються титанові сплави літерами ВТ і цифрою (порядковий номер), наприклад, ВТ5, ВТ20 та ін.

Деякі титанові сплави мають добрі ливарні властивості і застосовуються для виготовлення фасонних виливків (ВТ5Л, ВТ9Л, ВТ20Л та ін.).



Титанові сплави використовуються в авіації (обшивка літаків, диски й лопатки компресорів тощо), в ракетній техніці (корпуси двигунів, балони для стиснутих і скраплених газів, сопла тощо), в хімічній промисловості (обладнання для таких середовищ як хлор і його розчини, теплообмінників, які працюють в азотній кислоті), суднобудуванні (гребні гвинти, обшивки морських суден, підводних човнів, торпед), в енергомашинобудуванні (диски й лопаті стаціонарних турбін), в холодильній (криогенній) техніці та інших галузях промисловості.

### 7.5 Підшипникові (антифрикційні) сплави

Антифрикційні сплави застосовують для заливання вкладишів підшипників. Основні вимоги до антифрикційних сплавів визначаються умовами роботи вкладиша підшипника. Ці сплави повинні мати достатню твердість, проте не дуже високу, щоб не викликати значного зношування вала; порівняно легко деформуватися під впливом місцевих напружень, тобто бути пластичними; утримувати мастило на поверхні; мати малий коефіцієнт тертя між валом і підшипником. Крім того, температура плавлення цих сплавів не повинна бути високою і сплави повинні мати добру теплопровідність і стійкість проти корозії.

Для забезпечення таких властивостей структура антифрикційних сплавів повинна складатися з м'якої і пластичної основи з включеннями більш твердих часток. При обертанні вал опирається на тверді частки, які забезпечують зносостійкість, а основна маса, що стирається швидше, прироблюється до валу з утворенням сітки мікроскопічних каналів, по яким циркулює мастило і виносяться продукти зношування.

Найпоширенішими антифрикційними матеріалами є сплави на олов'яній і свинцевій основі (*бабіти*), сплави на цинковій і алюмінієвій основі а також мідносвинцеві і мідносвинцеві з додаванням олова сплави.

**Олов'яні і свинцеві бабіти.** Основою таких бабітів є відповідно олово і свинець (олово входить до складу і свинцевих бабітів в кількості від 5 до 17% в залежності від марки бабіту). Обов'язковим компонентом цих бабітів є сурма (Sb) в кількості від 5,5 до 17%. З оловом сурма утворює хімічну сполуку SnSb, тверді кристали якої і є тими частками, що забезпечують зносостійкість. Мідь, яка входить до складу бабітів в кількості від 0,5 до 3,5%, також утворює з оловом тверді включення  $Cu_3Sn$ , які додатково підвищують зносостійкість вкладишів. М'якою основою бабітів є твердий розчин сурми і міді в олові.

До олов'яних бабітів відносяться такі бабіти як Б88 ( 7,5% сурми, 3% міді, 0,2% нікелю, решта – олово) і Б83 (11% сурми, 6% міді, решта – олово). Їх застосовують для важконавантажених машин, парових турбін, турбонасосів тощо.

До свинцевих бабітів належать бабіти марок Б16 (по 16% сурми і олова, 1,5...2% міді, решта – свинець), БН ( 10% олова, 14% сурми, і до 0,5% нікелю, решта – свинець), БС6 (6% сурми, 6% олова, до 0,3% міді, решта – свинець). Їх застосовують для менш навантажених підшипників.

На залізничному транспорті найбільш поширене розповсюдження отримали кальцієві бабіти марок БКА, БК2. Бабіти БК належать до системи Pb – Ca – Na.

М'якою складовою кальцієвих бабітів є твердий розчин Na і Ca в Pb, а твердою складовою – кристали  $Pb_3Ca$ .

Бабіти як матеріали невеликої міцності можуть застосовуватися тільки в підшипниках, які мають міцний стальний або чавунний корпус. Тонкостінні підшипникові вкладиші автомобільних двигунів виготовляють штампуванням з біметалевої стрічки, яку виготовляють на лінії безперервного заливання.

Підвищені антифрикційні властивості і високий опір втомлювальним руйнаціям забезпечують триметалеві підшипники, які складаються зі сталюї основи, проміжного пористого міднонікелієвого або металокерамічного шару і свинцевого сплаву, який заповнює пори проміжного шару і утворює робочий поверхневий шар товщиною до 0,1 мм. Такі триметалеві підшипники знайшли широке застосування в автопромисловості ( на заводах ГАЗ, ЗІЛ та ін.).

**Цинкові антифрикційні сплави.** Це такі сплави як ЦАМ 10 – 5, ЦАМ 9,5 – 1,5 (цинк-алюміній-мідь). Їх застосовують для вкладишів, втулок, повзунів тощо, литих біметалевих виробів із сталюим корпусом, а також для виготовлення біметалевих штаб із сталлю і алюмінієвими сплавами методом прокатування з наступним штампуванням вкладиша.

**Свинцеві бронзи як антифрикційні сплави.** Як антифрикційний підшипниковий сплав застосовується бронза БрС30 (30% свинцю). Вона використовується для виготовлення вкладишів підшипників ковзання, які працюють з високими швидкостями і при підвищених тисках. Бронзу БрС30 наплавляють тонким шаром на сталюні стрічки (труби). Такі біметалеві підшипники прості у виготовленні і легко замінюються при зношуванні.

Свинцеві бронзи з додавання олова і нікелю (БрОС8 – 12, БрОС10 – 10, БрОСН10 – 2 – 3 ) використовують для виготовлення втулок і вкладишів підшипників без сталюї основи.

### **Питання для самоконтролю**

1. Загальна характеристика алюмінієвих сплавів
2. Легуючі елементи для виробництва алюмінієвих сплавів
3. Ливарні алюмінієві сплави, їх маркування та властивості
4. Деформуємі алюмінієві сплави, їх класифікація, маркування та властивості
5. Термічна обробка алюмінієвих сплавів
6. Загальна характеристика мідних сплавів
7. Класифікація мідних сплавів
8. Латуні. Їх маркування, властивості, застосування
9. Бронзи. Їх маркування, властивості, застосування.
10. Легуючі елементи для виготовлення магнієвих сплавів
11. Види, маркування та застосування магнієвих сплавів
12. , маркування та застосування титанових сплавів
13. Підшипникові сплави

## Розділ 8

### Порошкові матеріали. Композиційні матеріали

#### 8.1 Порошкові матеріали

Група конструкційних матеріалів, які ще називаються **спеченими**, виготовляється методом порошкової металургії, яка є галуззю техніки, що охоплює сукупність способів виготовлення порошків металів, їхніх сплавів і неметалів, виготовлення напівфабрикатів і виробів із цих порошків без розплавлення основного компонента.

Порошкові конструкційні матеріали на основі заліза і вироби з них знаходять широке застосування в різних галузях машинобудування і приладобудування.

Зараз у промислових масштабах виготовляються вироби масою від 5 до 1000 г і більше різноманітних форм і розмірів. Постійно розширюється номенклатура порошкових деталей для автомобілів та сільськогосподарських машин. Так, із відновленого залізного порошку, до якого додають 1% вуглецю і 0,6% хрому, виготовляють шатуни, з матеріалів СП50, СП50Д2,5, СП50Д2П-3, СП50Д5-1 виготовляють деталі, які використовують у механізмах варіаторів швидкостей, мості керування коліс, підвісках грохотів, натяжних пристроях тощо зернозбиральних комбайнів. Це такі деталі як упорні кільця, розпірні втулки вузлів тертя, шайби, ковпаки гідроциліндрів та ін.

Широке використання виробів з порошкових матеріалів зумовлене багатьма факторами: скороченням витрат матеріалів, вивільненням обладнання (зокрема, металорізального), зниженням капітальних та експлуатаційних витрат, підвищенням термінів служби машин, підвищенням продуктивності праці, спрощенням виробничого циклу, зниженням трудомісткості внаслідок зменшення кількості операцій і скорочення їх тривалості. Коефіцієнт використання матеріалу при виготовленні порошкових виробів досягає 95%.

Технологічний процес виготовлення порошкових конструкційних матеріалів і деталей складається з таких етапів:

1. Приготування шихти необхідного складу. Цей етап включає такі операції як одержання порошків, відпалювання порошків, сепарація порошкових матеріалів, перемішування порошкових матеріалів, одержання сировинної субстанції (прес-порошок, шлікер).

2. Одержання компактованого напівфабрикату. Етап включає такі операції: дозування сировинної субстанції (прес-порошку, гранул, шлікера); формування деталей або заготовок, здійснюване пресуванням, екструзією, прокатуванням, шлікерним литтям, обробкою попередньо компактованого напівфабрикату різанням.

3. Спикання.

Спикання полягає в термообробці компактованого матеріалу за спеціальним режимом.

4. Вторинна обробка тиском.

Полягає у виконанні однієї з наступних операцій: пресування, карбування, калібрування, видавлювання, кування, прокатка, штампування.

5. Механічна обробка заготовок різанням.
6. Термічна обробка порошкових виробів.
7. Нанесення декоративних, захисних або функціональних покриттів.

### **8.1.1 Виробництво порошків**

Методи одержання порошків поділяють на механічні, які, зазвичай, використовуються при переробці відходів, і фізико-хімічні, що дають можливість одержати дуже чисті шихтові матеріали. При використанні механічних методів матеріал подрібнюється в порошок без зміни хімічного складу. При фізико-хімічних методах змінюється хімічний склад вихідної сировини (відновлення оксидів металів газами або твердим відновником, електроліз водних розчинів солей або розпилення середовищ).

До механічних методів одержання порошків відносяться розмелювання вихідних матеріалів в сухому та мокрому стані в щоккових і молоткових дробарках, в каткових та кульових млинах, здрібнювання матеріалів у розплавленому стані відцентровим способом та струменем рідини або газу.

До фізико-хімічних методів одержання порошків належать відновлення металів з їх оксидів (руди, окалина) воднем, електролізом водних розчинів солей та ін.

### **8.1.2 Підготовка порошків до формування**

Для виготовлення якісних деталей порошки відпалюють, розділяють за розмірами часток, змішують.

Відпал порошків здійснюють для усунення наклепу з метою стабілізації їх властивостей та поліпшення пресування. Відпалюють, зазвичай, порошки, отримані механічним подрібнюванням.

Розсіювання порошків на окремі фракції за розмірами зерен (*сепарація*) здійснюють різними способами: на вібраційних ситах - при зернистості порошків понад 40 мкм, сепарацією в рідині, повітряною сепарацією (для порошків з розмірами часток менше 40 мкм).

Змішування компонентів при підготовці шихти зумовлено необхідністю використання рівномірної за складом суміші порошків постійного гранулометричного складу. Операцію змішування проводять у млинах і змішувачах різних конструкцій.

При підготовці шихт з порошкових матеріалів різної густини для попередження сегрегації (розшаровування) сумішей проводять мокре змішування в присутності 0,5...1,5% за масою бензину, спирту або камфори.

Найчастіше змішують порошки з додаванням графіту, стеаринової кислоти, стеарата цинку чи інших речовин, які мають змочуваючі властивості, для зменшення тертя між порошком і стінками матриці, що забезпечує зниження зусилля пресування і більш рівномірний розподіл щільності по об'єму виробу.

### **8.1.3 Формування заготовок**

Формування деталей з порошкової шихти здійснюється пресуванням, видавлюванням (екструзією), прокатуванням, шлікерним литтям.

Пресування проводять у холодних або гарячих прес-формах на універсальних гідравлічних пресах, в установках для гідростатичного або газостатичного пресування.

При гарячому пресуванні суміщаються операції пресування і спікання. Це дозволяє при порівняно невисоких тисках отримувати практично безпористі вироби. Така щільність є недосяжною при холодному пресуванні з наступним спіканням.

Гарячим пресуванням найчастіше виготовляють вироби з тугоплавких матеріалів – боридів, карбідів, силіцидів, твердих сплавів, титану.

Гідростатичне пресування полягає в тому, що герметично закрита еластична оболонка (з гуми чи тонкої жерсті) з порошком вміщується в камеру з рідиною (*гідростат*). У камері створюється тиск 200...500 МПа. Внаслідок всебічного тиску рідини на оболонку і відсутності зовнішнього тертя порошок в оболонці пресується практично в усьому об'ємі до щільності 96...98%.

Цей метод застосовується для виготовлення великогабаритних заготовок, призначених для подальшої переробки в поковки, труби, листи тощо.

Газостатичне пресування полягає в тому, що металева, герметично заварена ампула з порошком, пройшовши попередньо гідростатичне ущільнення, піддається пресуванню в спеціальній камері (*газостаті*), заповненій аргоном або гелієм, при температурі від 700 до 2300<sup>0</sup>С і тиску від 70 до 210 МПа. Такий спосіб дає можливість пресувати будь-які металеві порошки практично до теоретичної густини матеріалу.

Метод газостатичного пресування застосовується для виготовлення напівфабрикатів і великогабаритних заготовок деталей складної форми, наприклад, турбінних дисків з лопатками. Розміри виробів визначаються габаритами газостатів. У сучасних установках внутрішній діаметр камер досягає 1200 мм, висота – понад 2000 мм. Вироби мають високу чистоту поверхні, рівномірні властивості, дрібнозернисту і гомогенну структуру.

**Екструзія** - це метод формування, який застосовується для виготовлення виробів або напівфабрикатів із суцільним і порожнистим перерізом шляхом видавлювання порошкового матеріалу крізь отвір у матриці. Методом екструзії можна отримувати довгі заготовки (прутки, труби, кутники тощо) з порошків заліза, міді, алюмінію, магнію, титану, молібдену і сплавів на їх основі.

**Прокатування порошків.** Суть процесу прокатування полягає в тому, що порошок з бункера зсипається в зону між валками прокатного стану і спресовується в пористу стрічку, довжина якої визначається кількістю порошку, що подається на прокатку.

Холодним прокатуванням можна отримувати не тільки листи та стрічку, але й інші профілі (прутки, дрот тощо). В цих випадках прокатується не порошок, а попередньо спресовані і спечені заготовки.

Застосовують також прокатування і нагрітого порошку (гаряче прокатування). Так, методом гарячого прокатування залізні порошки ущільнюються до 95...97%.

**Шлікерне лиття.** Суть шлікерного лиття полягає в тому, що з порошкової шихти певного складу і рідини (водно-спиртові розчини полівінілу, вода з добавками хлориду заліза, соляної кислоти тощо) готують суспензію

консистенції сметани і заливають її в пористу керамічну або гіпсову форму. З часом рідина виводиться з форми крізь пори а частинки порошку механічно з'єднуються між собою, створюючи міцну заготовку з пористістю 30...60%. Після вилучення заготовки з форми її сушать і спікають.

#### 8.1.4 Спикання заготовок

*Спикання* – це процес ущільнення і зміцнення пористих порошкових виробів під впливом термічної обробки, що супроводжується збільшенням щільності й усадкою, зменшенням пористості, зміною механічних і фізико-хімічних характеристик матеріалу і наближенням їх до характеристик компактного матеріалу. Відформована заготовка перед спиканням має пористість 25...60%, а після – 10 ...15%.

В результаті спикання зчеплення часток порошку відбувається внаслідок взаємної дифузії атомів. Характерними рисами спикання є:

- зміцнення і зміна фізико-механічних властивостей, пов'язаних зі зміною величини і якості контактних ділянок між частинками порошку;
- зміна мікроструктури деталі (ріст зерен, форми і числа пор і т.п.).

Температура спикання  $t_{cn}$  визначається за формулою:  $t_{cn}=0,7t_{пл}$ , де  $t_{пл}$  — температура плавлення основного компонента сплаву,  $^{\circ}C$ .

Спикання є однією з найскладніших технологічних операцій, оскільки її супроводжують такі явища, як усадка або ріст пресовок, хімічні реакції, сплавлення складових шихти. Ці явища в найбільшій мірі залежать від температури спикання. Ці температури для конструкційних виробів становлять:

Метал	Температура спикання, $^{\circ}C$	Метал	Температура спикання, $^{\circ}C$
Алюміній	480...520	Мідь	850...950
Берилій	1050...1200	Молібден	1800...2100
Ванадій	1400...1500	Нікель	1050...1150
Вольфрам	2500...2700	Тантал	2200...2400
Залізо	1100...1200	Титан	1200...1300
Магній	480...520	Хром	130...1500
Марганець	900...1000	Цирконій	1300...1450

Спикання пресованих заготовок (*пресовок*) здійснюють в електричних вакуумних печах, або в печах із захисним середовищем. Використовуються захисні середовища п'яти типів: водень ( $H_2 - H_2O$ ); дисоційований аміак ( $H_2 - H_2O - N_2$ ); генераторний газ ( $CO - CO_2 - N_2$ ); ендотермічний, екзотермічний, доменний і конвертований природний газ ( $CO - CO_2 - H_2 - H_2O - N_2$ ); науглецьовувальний газ, отриманий при неповному спалюванні вуглеводнів з наступним додаванням природного газу ( $CO - CO_2 - H_2 - H_2O - CH_4 - N_2$ ).

Останнім часом в промисловості намітилась тенденція спростити процес спикання, зробити його більш продуктивним і економічним, відмовившись від застосування захисних середовищ. Позитивні результати в цьому напрямку

одержані при використанні двох процесів – короткочасного (30...40 с ) спікання на повітрі шляхом високочастотного індукційного нагрівання виробів простої форми (втулки, поршневі кільця) і спікання у ваннах з розплавленим склом. Останній процес повністю виключає окислення пресовок, навіть тоді, коли до їх складу входять компоненти, що мають високу хімічну спорідненість з киснем (алюміній, хром).

### **8.1.5 Додаткова обробка пресованих заготовок**

Для підвищення точності розмірів, ущільнення поверхневого шару або повного усунення пористості спечені заготовки піддають додатковій обробці – калібруванню та просоченню рідкими металами, сплавами чи неметалевими розплавами.

**Калібрування** порошкових виробів проводять для досягнення заданої розмірної точності (6...7 квалітетів), високої чистоти поверхні (7 клас шорсткості і вище), усунення жолоблення та інших дефектів. Калібрування здійснюють в закритих прес-формах за схемою, аналогічній схемі холодного пресування.

**Просочення пористих пресовок рідкими металами і сплавами** проводять для усунення пористості і отримання високоміцних порошкових деталей. Так, пористі заготовки з заліза, залізографіту чи залізомарганцю просочують рідкою міддю або латунню, що забезпечує міцність таких деталей в межах 400...1000 МПа в залежності від складу і термічної обробки.

Просочення здійснюють за такою технологією: пориста пресовка попередньо просочується наповнювачем – органічною чи неорганічною речовиною, температура плавлення якої нижча за температуру плавлення металу, призначеного для просочення. Потім пресовка занурюється у ванну з розплавленим металом, який і витісняє з пор виробу наповнювач. Для просочення пресовок з порошків заліза і його сплавів міддю і її сплавами як наповнювачі застосовують солі  $NaCl$ ,  $KCl$ ,  $ZnCl_2$  та їх суміші, додаючи до них 0,5...1,0%  $NH_4Cl$  для покращання їх рідкоплинності. Приклад режиму просочення пористого заліза латунню: занурення пористих заготовок у ванну з  $NaCl$  при  $850^{\circ}C$ , витримка 1...1,5 хвилини, перенесення просочених сіллю деталей у ванну з розплавом латуні, витримка при  $950...1000^{\circ}C$  протягом 15...20 с, вилучення просоченої латунню деталі з ванни на повітря, очищення в гарячому стані від металевих напливів дротяними щітками. Просочення за такою технологією можна здійснювати в одній ванні, де розплавлений шар наповнювача знаходиться над рідким металом. Пористу заготовку спочатку вміщують у верхній шар, а потім, після заповнення пор наповнювачем і прогрівання заготовки до потрібної температури, її опускають в рідкий метал.

Є і інші технологічні способи просочення пористих заготовок.

**Просочення металевих заготовок неметалевими розплавами** проводять для отримання корозійностійких безпористих виробів. Так, вироби з порошку нержавіючої сталі марки Х23Н18 просочують розплавом скла в атмосфері водню або у вакуумі методом повного чи неповного занурення деталі в розплавлене скло. Для очистки поверхні деталі від скла після просочення її загартовують у воді з температури просочення.

Введення скла при виробництві безпористих матеріалів сприяє також і підвищенню жаростійкості.

Багато з порошкових деталей конструкційного призначення повинно протистояти корозійному руйнуванню. Цього можна досягти нанесенням на порошкові вироби гальванічних або хімічних покриттів. А як метод попередньої підготовки порошкових деталей перед нанесенням захисних покриттів є просочення цих деталей легкоплавкими металами, неорганічними розплавами, склами, смолами, пластмасами. Так, пористі вироби з залізного порошку заповнюють рідким склом, кремнійорганічними лаками, епоксидною смолою, гідролізованим технічним етилсилікатом, кремнійорганічними оксидними полімерами (силіконами), пластмасами та іншими речовинами, з яких найкращі результати дає просочення гідрофобною кремнійорганічною рідиною ГФЖ-136.

Така технологія дозволяє отримувати нержавіючі матеріали, виробництво яких традиційними методами є взагалі неможливим.

### 8.1.6 Класифікація спечених матеріалів

В сучасній техніці спечені матеріали використовуються переважно як:

- **Підшипникові (антифрикційні)**, які мають невеликий коефіцієнт тертя й зношування, що збільшує ККД машин. Ці матеріали виготовляють на залізній або мідній основі з додаванням графіту в кількості 1...3 % (відповідно *залізграфіт* і *бронзографіт*). Ці композиції досить пористі, їх просочують мастилом, яке забезпечує тривале змащування пари вал-підшипник без зовнішнього підведення мастила.

- **Фрикційні (гальмові)** матеріали з високим коефіцієнтом тертя та мінімальним зношуванням, які застосовуються в гальмах і фрикційних передачах. Це новий клас фрикційних матеріалів, які відрізняються від традиційних азбестових більш високими фрикційними властивостями й теплостійкістю. Вони виготовляються з порошоків заліза, міді, олова, свинцю, графіту, азбесту, кремнезему, карбїду кремнію, карбїду бору та деяких інших компонентів. Такі матеріали можуть працювати як в умовах сухого тертя так і в мастилі.

- **Матеріали з високою пористістю** (до 50%) для фільтрів, призначених для тонкої очистки рідин і газів, мінеральних масел, води, рідкого палива тощо. Виготовляють такі пористі матеріали з порошоків нікелю, титану, вуглецевої та корозійностійкої сталі.

- **Інструментальні матеріали.** Це передусім *тверді сплави*, виготовлені на основі карбїдів вольфраму, титану, танталу з додаванням кобальту (для зв'язування порошоків карбїдів) і призначених для виготовлення металорізальних інструментів (різців, фрез, свердел, розверток тощо), інструменту для бурових робіт, штампів та ін. Ефективно використовуються в металообробці також тверді сплави на основі карбонїтриду титану ( $TiC + TiN$ ) із нікелем та молібденом, а також карбїдохромові тверді сплави на основі карбїду хрому з нікелем. До спечених інструментальних матеріалів відносяться також: *кермети*, утворені з металів і оксидів, наприклад, такі композиції:  $Cr-Al_2O_3$ ,  $Ni-MgO$ ,  $Ti-Al_2O_3$  та інші.



- **Стрічка електродна наплавочна.** Виготовляється на основі залізного порошку з домішками порошків легуючих металів, феросплавів, графіту тощо.

- **Спечені матеріали для електро- та радіоелектронної промисловості:** контакти на основі пористих заготовок вольфрам-нікелієвих сплавів із сріблом і міддю; магніти на основі кобальту із самарієм і празеодимом; ферити - на основі порошків оксиду заліза  $Fe_2O_3$  і оксидів двовалентних металів ( $MnO$ ,  $MgO$ ,  $ZnO$ ,  $NiO$  та ін.); магнітострикційні матеріали, сегнетоелектрики, п'єзокерамічні матеріали та ін.

- **Спечені конструкційні матеріали** для виготовлення деталей машин загального призначення – автомобілів, тракторів, комбайнів, металорізальних верстатів, літаків, побутової техніки тощо. Це матеріали, головним чином, на основі заліза, міді, алюмінію, магнію, титану.

### 8.1.7 Конструкційні спечені матеріали

Основним видом продукції порошкової металургії є порошкові конструкційні деталі з матеріалів на залізній основі – порошкові сталі. Вони (як і литі сталі) можуть бути вуглецевими або легованими.

Конструкційні спечені матеріали на основі заліза виготовляють як вуглецеву та леговану сталь з певною пористістю, величина якої визначає механічні властивості матеріалу й сферу його застосування.

Марку порошкового конструкційного матеріалу характеризують індекси з літер і цифри. Перша літера «С» показує клас матеріалу (сталь), друга літера «П» – метод виробництва (порошкова). Після літери «П» записується середній вміст вуглецю в сотих частках процента. Легуючі елементи позначаються такими ж символами, як і в традиційно виготовлених легованих сталях. Цифри, що йдуть за символом елементів, показують середній вміст даного легуючого елемента. При вмісті його менше 1% цифра відсутня. Цифра після дефіса характеризує групу пористості. Порошковим конструкційним матеріалам на основі заліза присвоєні такі групи пористості: 1 – пористість 25...16% (густина 5,9...6,6 г/см<sup>3</sup>); 2 – пористість 15...10% (густина 6,7...7,1 г/см<sup>3</sup>); 3 - пористість 9...2% (густина 7,125...7,70 г/см<sup>3</sup>); 4 – пористість менше 2% (густина більше 7,70 г/см<sup>3</sup>). Літера «А» після групи пористості вказує на підвищену якість матеріалу (вміст сірки та фосфору обмежений значеннями відповідно 0,03 і 0,05%).

Рекомендуються такі принципи вибору порошкових конструкційних матеріалів на основі заліза для різних умов експлуатації. Для виготовлення найбільш масової групи порошкових виробів – малонавантажених деталей – доцільно використовувати матеріали найбільш дешеві, тобто пористі вуглецеві сталі (пористість 16...25%). Це сталі таких марок : СП10-1, СП30-1, СП70-1, СП90-1, міцність яких становить 100...120 МПа, відносне подовження 5...2%, ударна в'язкість 0,2...0,1 МДж/м<sup>2</sup>, твердість НВ50...80. Для підвищення надійності при експлуатації таких матеріалів пори виробів слід заповнювати легкоплавкими неорганічними речовинами або пластмасами з наступним нанесенням на їх поверхню захисних або декоративних покриттів. Деталі цієї групи отримують одноразовим холодним пресуванням і високотемпературним спіканням з наступним (при необхідності) калібруванням.

Для помірно навантажених деталей рекомендуються матеріали з пористістю 10...15% (СП10-2, СП30-2, СП70-2, СП90-2 з міцністю 120...200 МПа, відносним подовженням 10..4%, твердістю НВ70...100), а також матеріали на їх основі з додаванням дешевих легуючих елементів – хрому, міді, нікелю, молібдену – в кількості до 2,0...3,0%. Це сталі таких марок: СП70Д-2, СП90Д3-2, СП60Н2Д3-2, СП50ХН-2, СП80НМ-2 та ін. З метою підвищення експлуатаційних властивостей помірно навантажені деталі піддають термічній обробці (гартування з 800...860<sup>0</sup>С в маслі, відпуск при 200<sup>0</sup>С), після чого їх міцність становить 550...650 МПа, відносне подовження 1...2%, твердість НRC35...40. Готові вироби просочують кремнійорганічною рідиною ГФЖ-136 і наносять захисні або декоративні покриття.

Середньонавантажені деталі, що піддаються при експлуатації значним статичним і помірним динамічним навантаженням, доцільно виготовляти з порошкових сталей з пористістю 2...9% ( СП70-3, СП90-3, СП50ХНМ-3, СП40Г-3, СП80НМ-3, СПХН-3 та ін.). Деталі цієї групи отримують подвійним пресуванням при підвищених тисках і спіканням а також холодним або гарячим штампуванням попередньо спечених заготовок. Деталі піддають термічній (гартування з відпуском) чи хіміко-термічній обробці (цементації, азотуванню, хромуванню, алітуванню, цинкуванню та ін.) з наступним нанесенням на їх поверхню захисних чи декоративних покриттів. Після гартування в маслі з температури 820...860<sup>0</sup>С і відпуску при 200...300<sup>0</sup>С міцність таких сталей становить 650...1000 МПа, відносне подовження 2...5%, твердість НRC40...50.

Важко навантажені деталі для роботи в умовах значних статичних, ударних або циклічних навантажень слід виготовляти з порошкових сталей з пористістю менше 2% (СП70-4, СП90-4, СП80НМ-4, СП60ХН2М-4, СП40Х-4 та ін.). Їх виготовляють гарячим штампуванням попередньо спечених заготовок, гарячою екструзією тощо, піддають хімічній чи хіміко-термічній обробці а також остаточній механічній обробці (шліфуванню, доводці). Практична безпористість їх може бути отримана просоченням заготовок міддю, латунню та іншими металами. Після гартування і відпуску міцність таких матеріалів досягає 900...1300 МПа, відносне подовження 4...10%, твердість НRC45...55.

Крім конструкційних матеріалів на основі заліза в багатьох галузях техніки (авіаційній, приладобудівній, електротехнічній та ін.) використовуються порошкові матеріали на основі кольорових металів і сплавів. Порошковою металургією можна виготовляти матеріали аналогічні за складом і властивостями литим чи обробленим тиском а також матеріали з особливими властивостями, наприклад, зміцнені дисперсними оксидними включеннями, виготовлення яких литтям неможливе.

Порошкові матеріали на основі кольорових металів, зазвичай, виготовляють з алюмінію, міді, магнію, титану та їх сплавів.

Марку таких порошкових матеріалів характеризують літерні індекси та цифри.

Перша літера показує клас матеріалу: А – алюміній, Бр – бронза, Л – латунь, Бе – берилій, В – вольфрам, Г – манган, Д – мідь, М – молібден, Мг – магній, Н – нікель, Т – титан, Х – хром, Ц – цинк, Цр – цирконій. Друга літера «П» показує метод виробництва (порошковий). Наступна літера –

легуючий елемент, а цифра після неї – середній вміст цього елемента в процентах (для латуней цифра після індексу «П» вказує на вміст міді). Цифра в кінці марки (після дефісу) характеризує групу пористості. Приклади: АПМг2Д2Ц11-4 – алюмінієвий порошковий матеріал пористістю менше 2% з вмістом магнію 2%, міді 2%, цинку 11%. ЛП65Н5-3 – латунь порошкова пористістю 2...9%, вміщує 65% міді, 5% нікелю, решта – цинк.

У сучасній техніці широко використовуються порошкові матеріали на основі алюмінієвих сплавів систем *Al-Cu*, *Al-Cu-Mg*. З них виготовляють зубчасті колеса для копіювальних машин, поршні амортизаторів гідросистем автомобілів, деталі приводів ручних пилок, шатуни для повітряних компресорів автомобілів, дверні ручки та інші деталі.

Спечені матеріали, що містять 6...9% *Mg* і 1% *Cr* мають підвищені механічні властивості і високу корозійну стійкість. Тимчасовий опір таких сплавів 320...360 МПа, відносне видовження 18%. Цим сплавом замінюють прокат і поковки із сплавів АМгб і АК8.

Спечений титан і його сплави використовують переважно у вигляді напівфабрикатів (лист, труби, прутки). Розроблена технологія просочення пористого титанового каркасу магнієм. Такі матеріали містять від 10 до 80% магнію і добре оброблюються тиском.

### 8.1.8 Порошкові зносостійкі матеріали

Методами порошкової металургії можуть бути створені зносостійкі матеріали, синтез яких традиційними методами лиття і обробки тиском практично є неможливим. Це матеріали типу залізо - карбід бору, залізо - ферохром, залізо - феротитан, залізо - феромарганець, залізо - скло, залізо - графіт та інші.

Наприклад, залізоскляні матеріали ПС5ГШ, КЖ4Ф використовують для виготовлення навантажених деталей вузлів тертя (зубчастих коліс, кулачків, храпових коліс, ущільнювальних кілець тощо) в ткацьких верстатах, сільськогосподарських та інших машинах, надійно працюючих в умовах обмеженої подачі мастила, в різних газових середовищах, вакуумі.

## 8.2 Композиційні матеріали

Композиційними називаються матеріали до складу яких входять дуже різні за властивостями нерозчинні один в одному або малорозчинні компоненти. Це металеві або неметалеві матриці (основи) з визначеним розподілом у них зміцнювачів (волокон, дисперсних часток та ін.); при цьому ефективно використовуються індивідуальні властивості складових композицій.

### 8.2.1 Класифікація композиційних матеріалів

За характером структури композиційні матеріали поділяються на **волокнисті**, зміцнені безперервними волокнами або ниткоподібними кристалами; **дисперснозміцнені** матеріали, одержані шляхом введення в металеву матрицю дисперсних часток зміцнювачів; **шаруваті матеріали**, створені шляхом пресування або прокатуванням різнорідних матеріалів.

Комбінуючи об'ємний вміст компонентів, можна, в залежності від призначення, одержувати матеріали з потрібними значеннями міцності,

жароміцності, абразивної стійкості, пружності, а також створювати композиції з необхідними магнітними, діелектричними, радіопоглинальними та іншими спеціальними властивостями.

Прообразом композиційних матеріалів є широкоживаний залізобетон, в якому поєднуються властивості бетону, який працює на стискання, і властивості сталльної арматури, що працює на розтягання.

В сучасних **волокнистих конструкційних матеріалах** використовуються композиції, наведені в таблиці 3.

**Таблиця 3**

<i>Матриця</i>	<i>Зміцнювач (волокно)</i>
Нікель	Вольфрам, молібден
Титан	Карбід кремнію, борне волокно
Алюміній	Борне волокно, сталльний дріт
Магній	Борне волокно
Полімерний скріплювач	Вуглецеве волокно, борне волокно

Основними технологічними методами виготовлення композиційних матеріалів є: просочення армуючих волокон матричним матеріалом; холодне пресування обох компонентів із наступним спіканням; електрохімічне або плазмове нанесення покриття на волокна з наступним пресуванням; пакетне дифузійне зварювання моношарових стрічок компонентів; спільне прокатування армуючих елементів із матрицею та ін.

Волокнисті композиційні матеріали мають більш високу міцність, жароміцність, пружність, втомну й тривалу міцність ніж звичайні сплави.

**Дисперснозміцнені композиційні матеріали** зміцнюються дисперсними частками тугоплавких сполук, головним чином, оксидів, які не розчиняються і не коагулюють у матриці при високих робочих температурах. Так, наприклад, дисперснозміцнений нікелієвий сплав з 2...5% тугоплавких оксидів торію, гафнію, ітрію має набагато вищу жароміцність ніж традиційні нікелієві сплави, леговані алюмінієм або титаном (1200...1300 °С проти 1000...1100 °С). Дисперсність часток зміцнювача становить 100...600 Å (ангстрем). Відстань між ними в сплаві 0,5...0,8 мкм. Вироби з дисперснозміцнених композиційних матеріалів одержують, як правило, у три стадії: підготовка відповідних порошків, формування з них виробів і обробка їх, тиском.

В **шаруватих композиційних матеріалах** елементи, що входять в композицію, виконані у вигляді шарів ( із металу, склопластику тощо). Шарі-елементи для шаруватих матеріалів можуть виготовлятися окремо, а потім з'єднуватись механічним способом (заклепками, болтами), зварюванням, спільною прокаткою, пресуванням. Крім того, при виготовленні шаруватих композиційних матеріалів, можуть поєднуватись процеси утворення шарів і композиції у цілому (наприклад, виплавка багат шарових виливків і їхня прокатка; спікання й пресування шаруватих порошкових конгломератів тощо).

Шаруваті матеріали – це конструкційні матеріали зі значною питомою міцністю. Наприклад, міцність шаруватого матеріалу із листової сталі (для якої  $\sigma_s = 1800 \text{ МПа}$ ) і склопластику становить більше 3000 МПа.

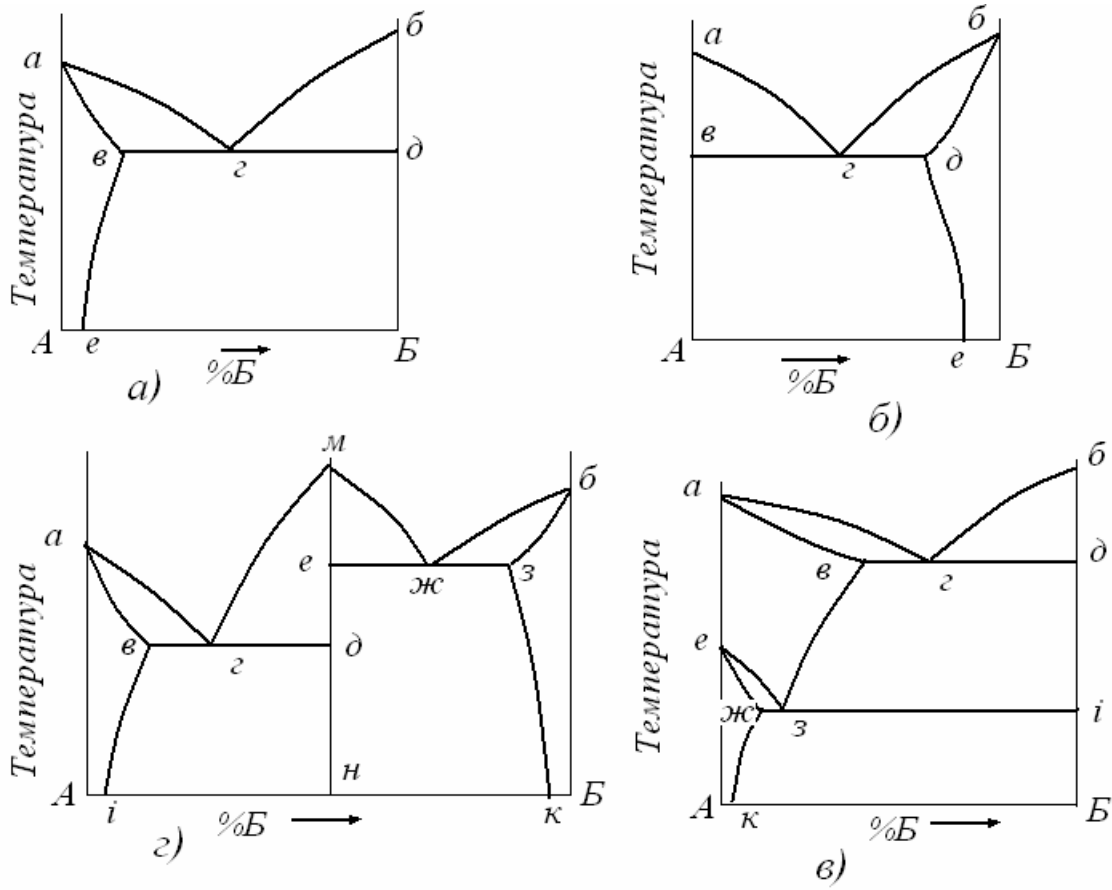
Сфери застосування композиційних матеріалів численні; крім авіаційно-ракетної, космічної та інших спеціальних галузей техніки вони успішно застосовуються в енергетичному турбобудуванні; в автомобільній промисловості для деталей двигунів і кузовів; в гірничорудній промисловості для бурового інструменту; в хімічній промисловості для автоклавів, цистерн, ємностей для нафтопродуктів; в текстильній промисловості для деталей

прядильних машин, ткацьких верстатів; в сільськогосподарському машинобудуванні для різальних частин плугів, дискових жаток, деталей тракторів; в побутовій техніці для деталей пральних машин, велосипедів, деталей радіоапаратури тощо.

### **Питання для самоконтролю**

1. Загальна технологічна схема виготовлення порошкових виробів.
2. Методи виготовлення порошків.
3. Як готують порошки до формування заготовок?
4. Методи та схеми формування порошкових заготовок.
5. Мета спікання пресованих порошкових заготовок.
6. Температурний інтервал спікання заготовок з різних порошків.
7. Якій додатковій обробці піддають пресовані порошкові заготовки?
8. Класифікація порошкових матеріалів.
9. Конструкційні порошкові матеріали на основі заліза, їх маркування.
10. Як маркуються конструкційні порошкові матеріали на основі залізного порошку?
11. Які рекомендації щодо вибору порошкових заготовок в залежності від навантаження на деталі?
12. Зносостійкі порошкові матеріали.
13. Які матеріали називаються композиційними? Як їх класифікують?
14. Які властивості мають композиційні матеріали та де вони використовуються?

# Додаток 1



**Рис.**  
**60 –**

*Схеми діаграм стану для самостійного аналізу*

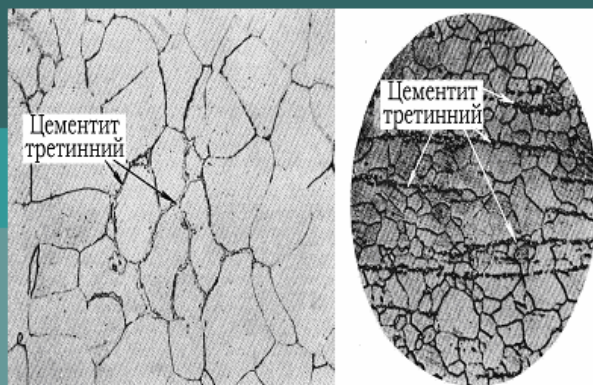
Додаток 2  
Мікроструктури залізовуглецевих сплавів

Мікроструктури  
вуглецевих сталей в  
рівноважному стані

Структура технічного заліза (ферит)



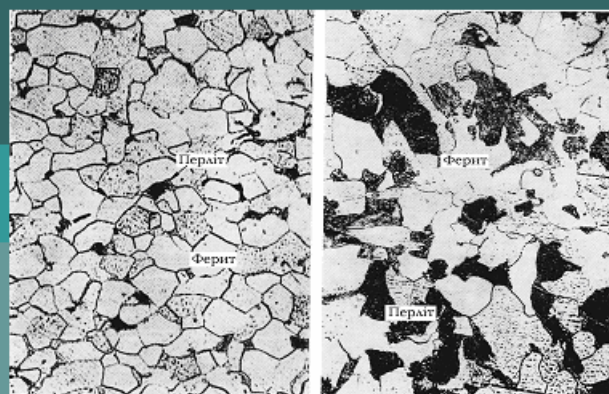
Виділення тріщинного цементиту у технічному залізі



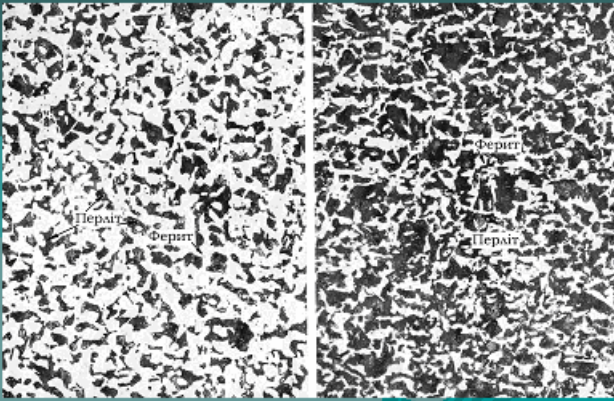
Аустеніт, у структурі наявні двійники



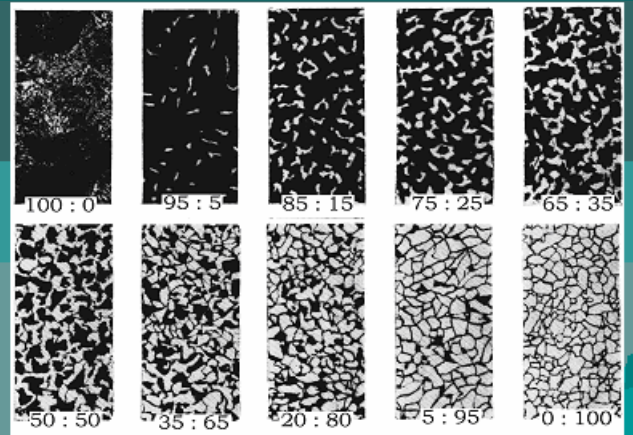
Доветкюдні сталі із малим вмістом вуглецю



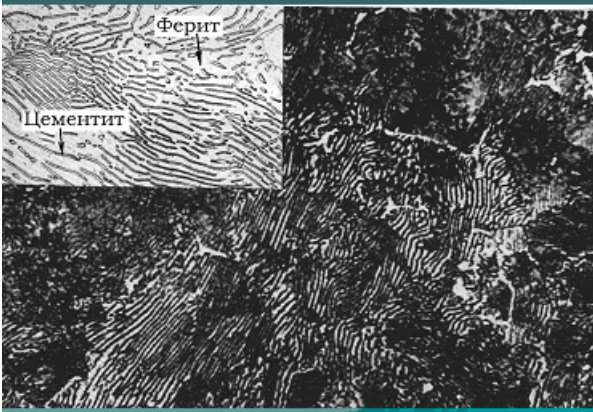
Довтектійні сталі із середнім вмістом вуглецю



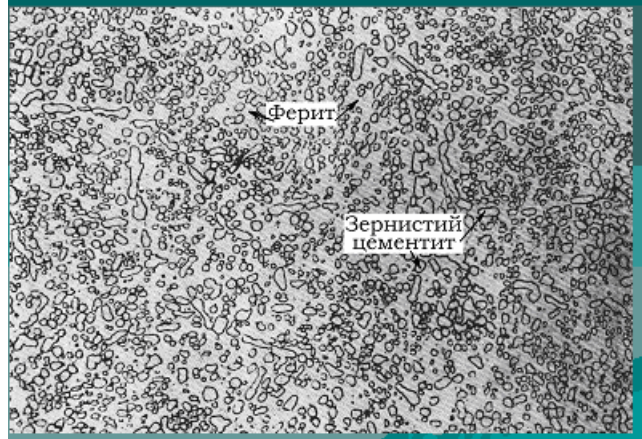
Приклади структур довтектійної сталі в різним співвідношенням перліту і фериту



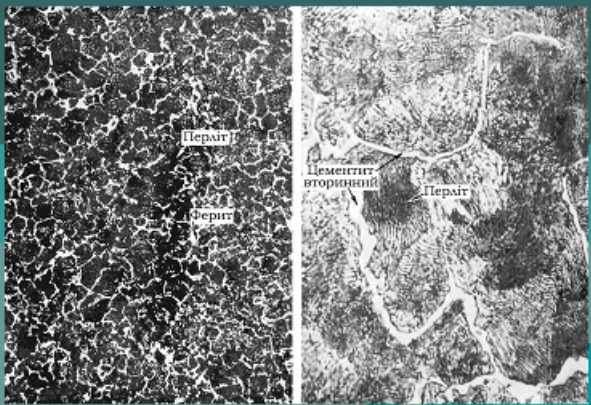
Окреме зерно пластинчастого перліту (будова пластинчастого перліту)



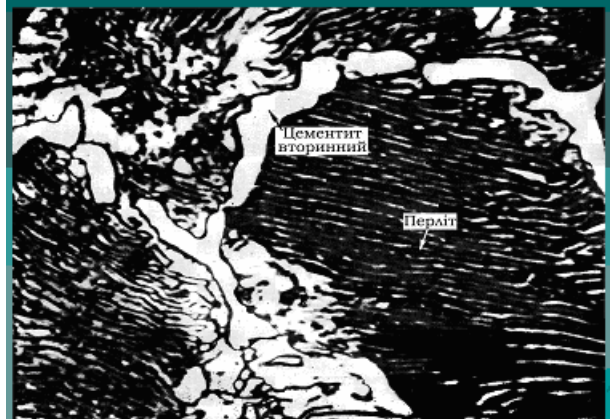
Зернистий перліт (перліт із глобулярним цементитом)



Довтектійна сталь з мінімумом фериту та заевтектійна

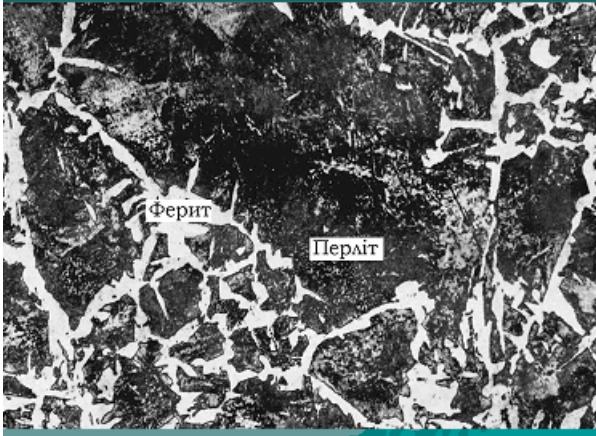


Заевтектійна сталь, окреме зерно перліту





Крупнозернистість структури доєвтектоїдної сталі



Відманштеттова структура доєвтектоїдної сталі



# Мікроструктури чавунів

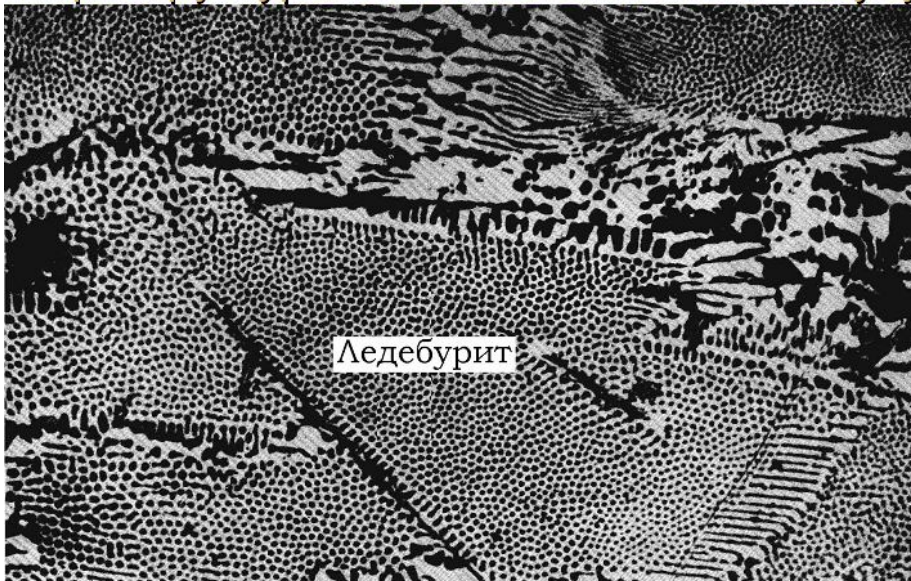
Мікроструктура ледебуриту



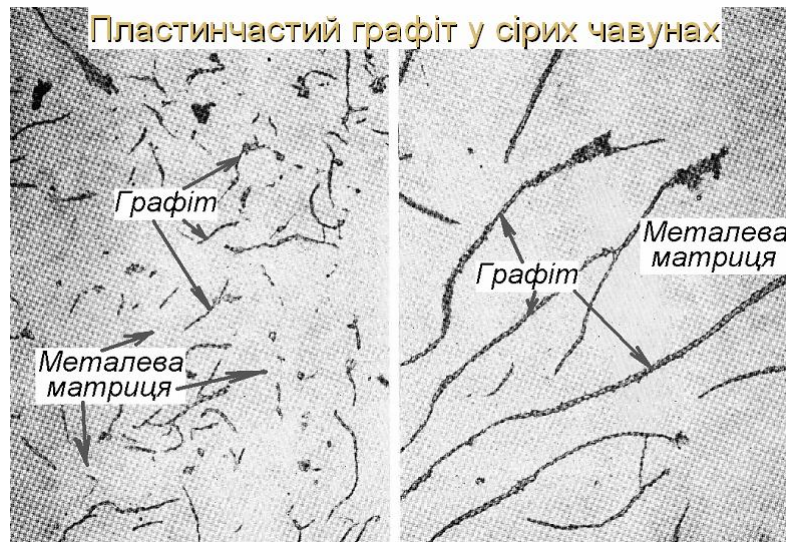
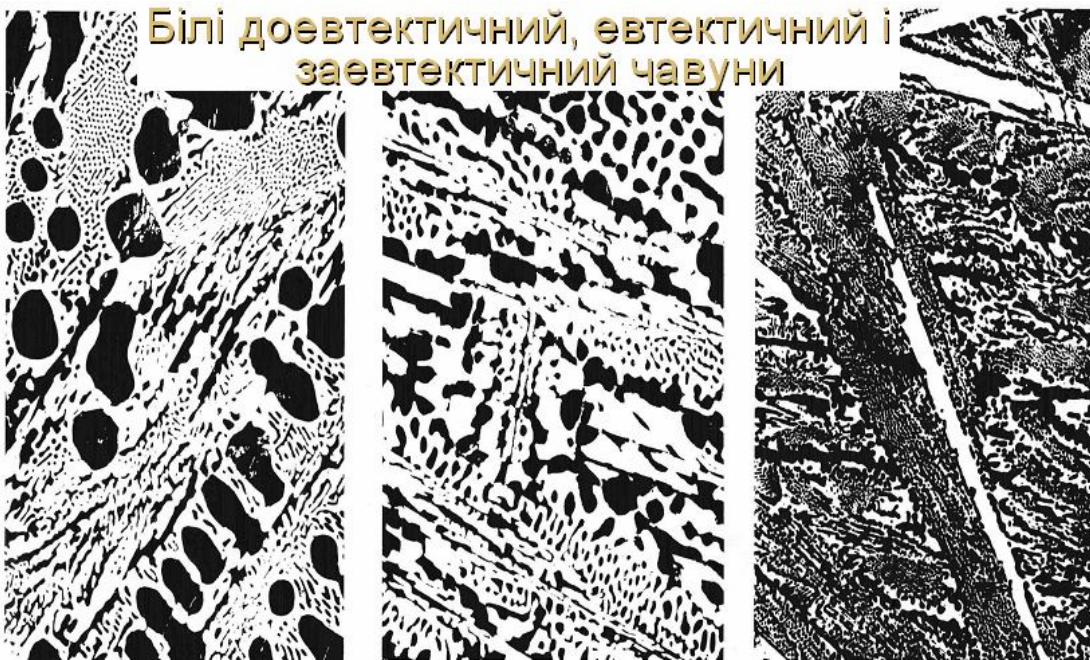
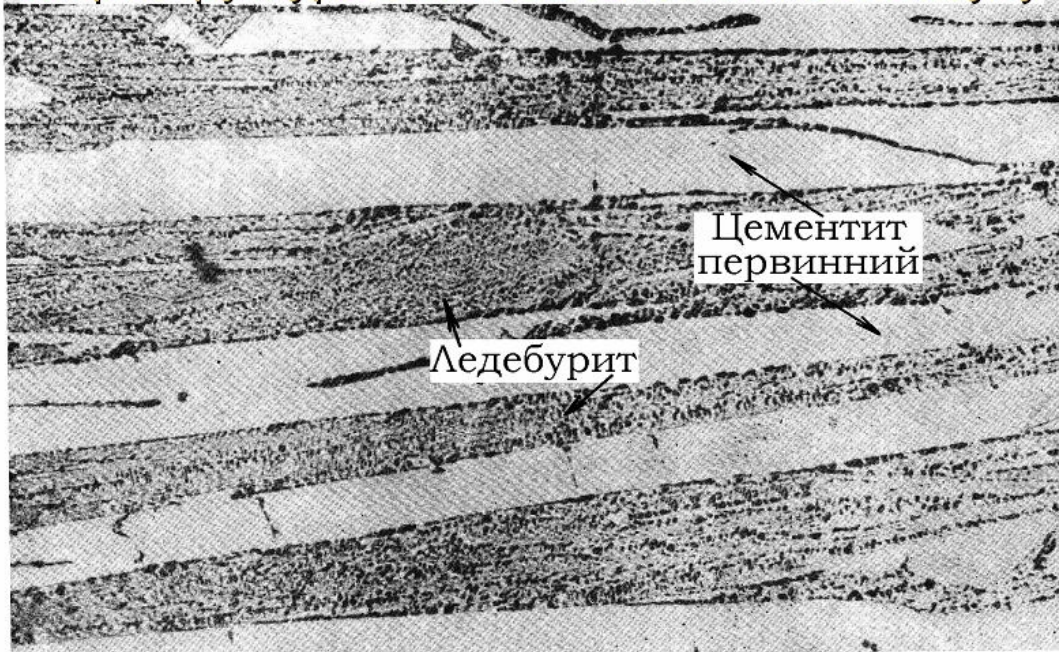
Мікроструктура білого доєвтектичного чавуну



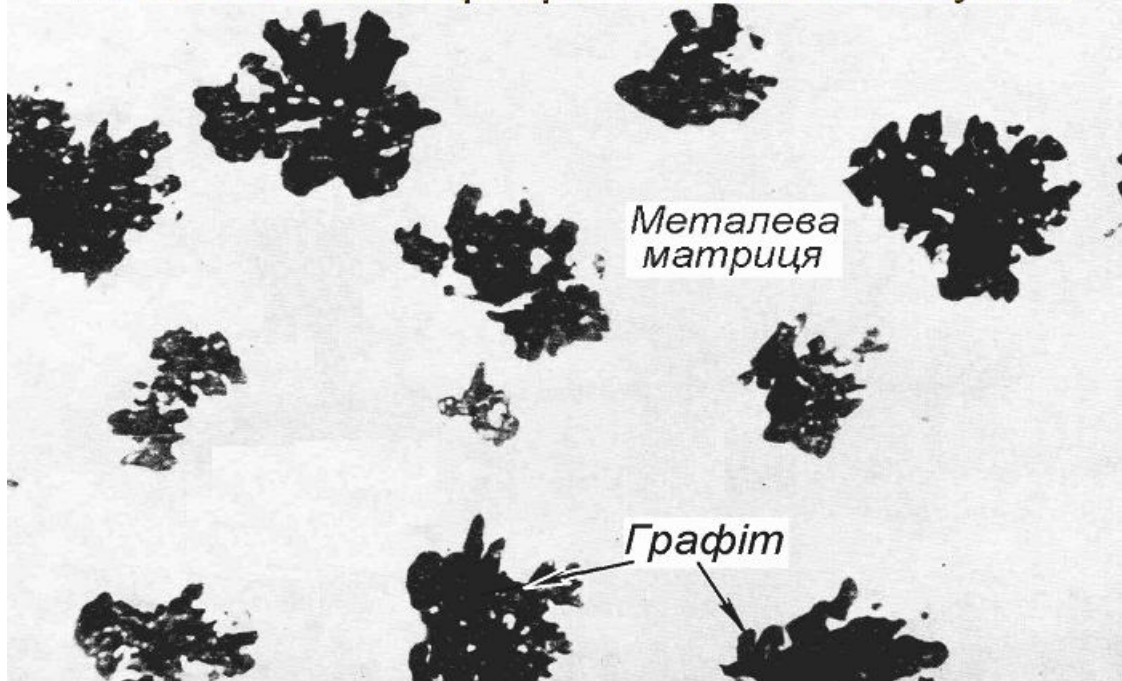
Мікроструктура білого евтектичного чавуну



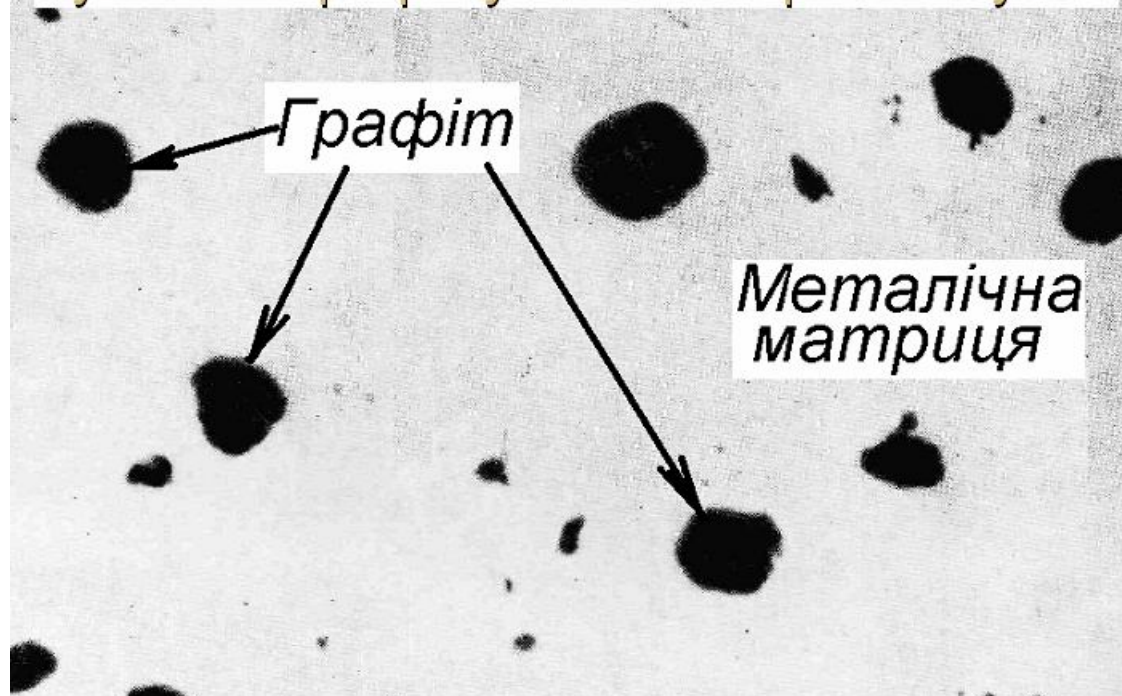
## Мікроструктура білого заевтектичного чавуну



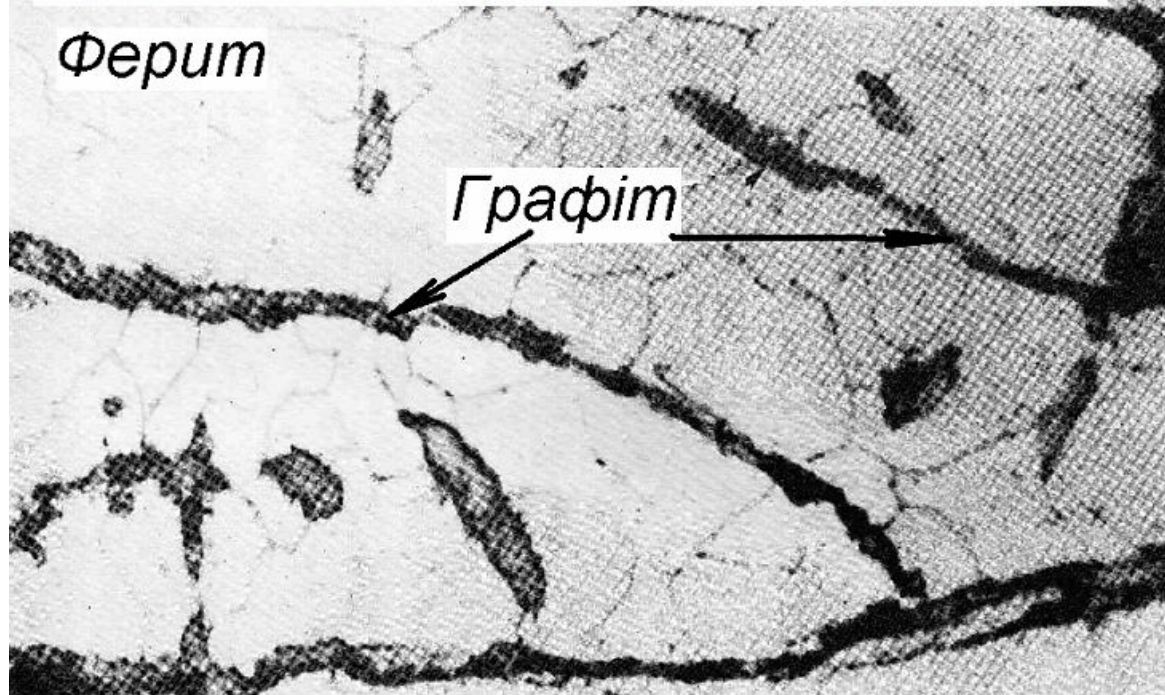
## Пластівчастий графіт в ковких чавунах



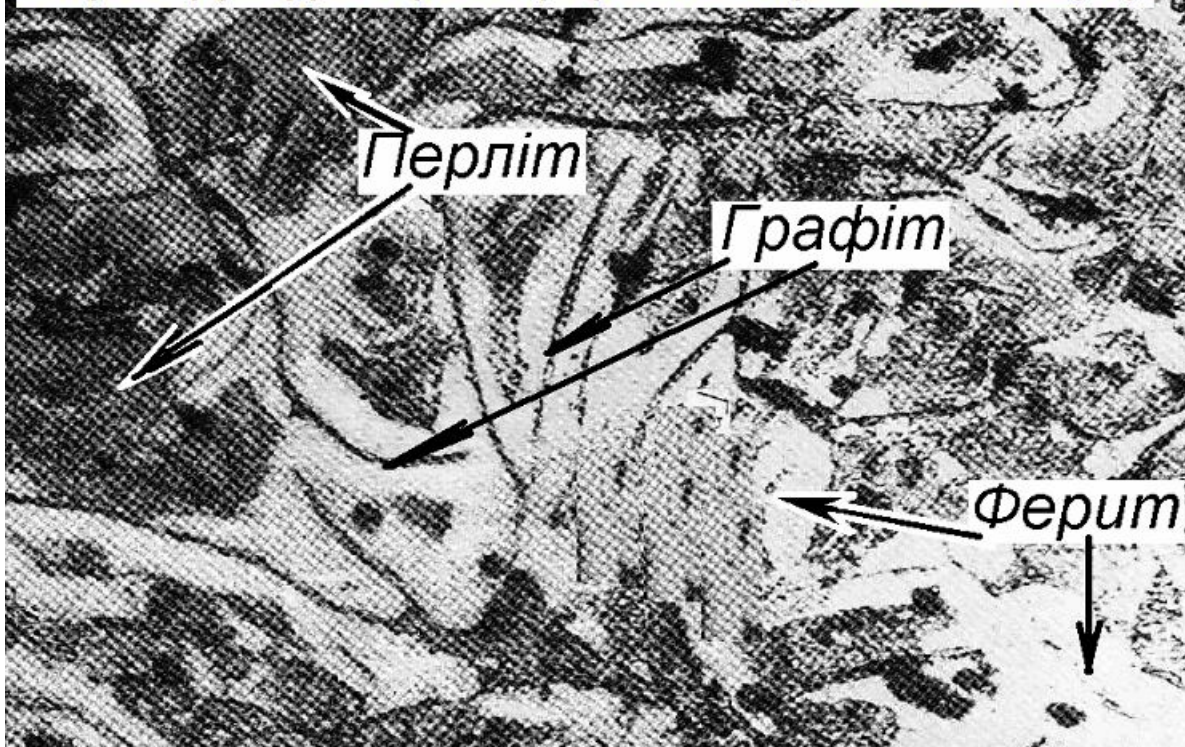
## Кулястий графіт у високоміцних чавунах



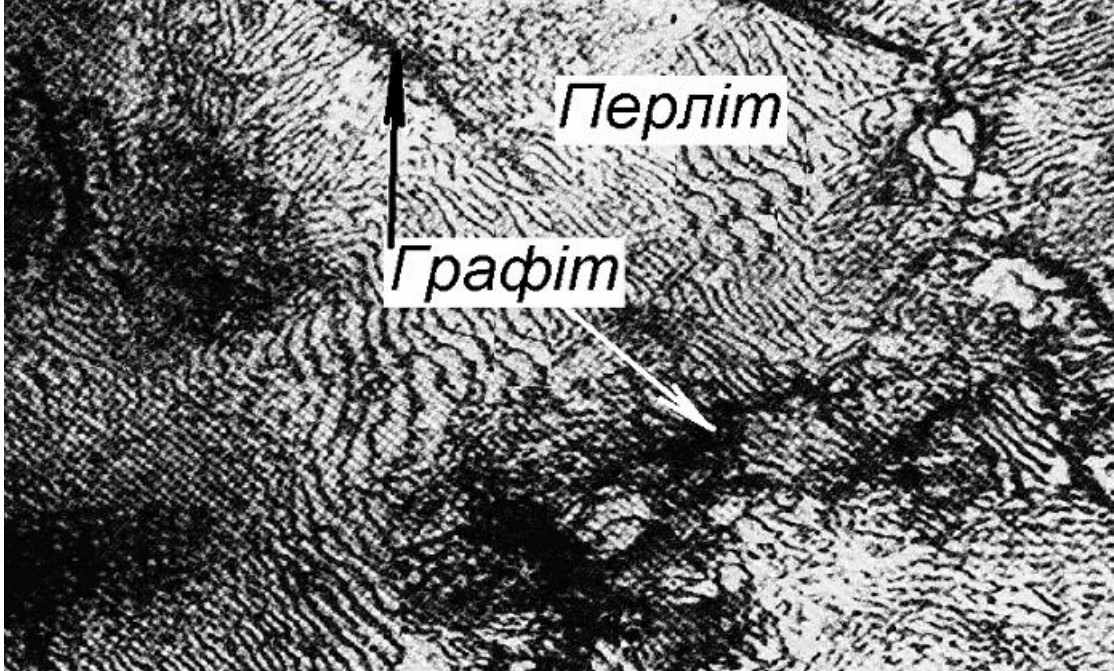
Мікроструктура сірого феритного чавуну  
(сірий чавун із феритною матрицею)



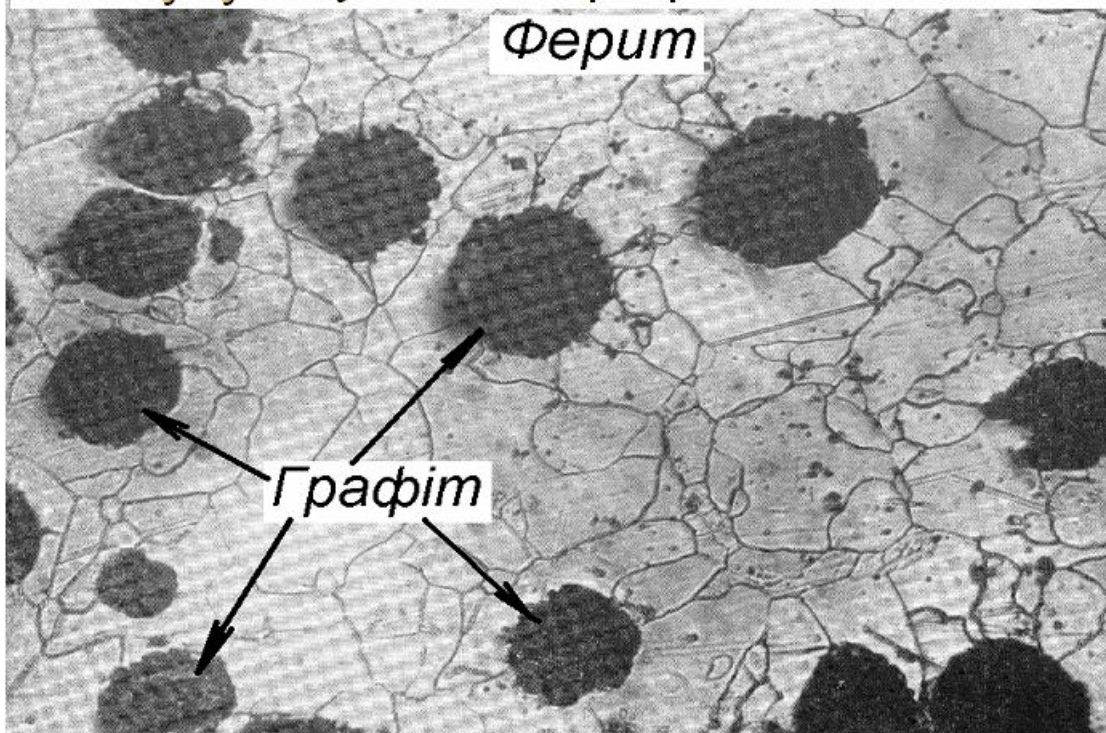
Мікроструктура сірого феритно-перлітного чавуну



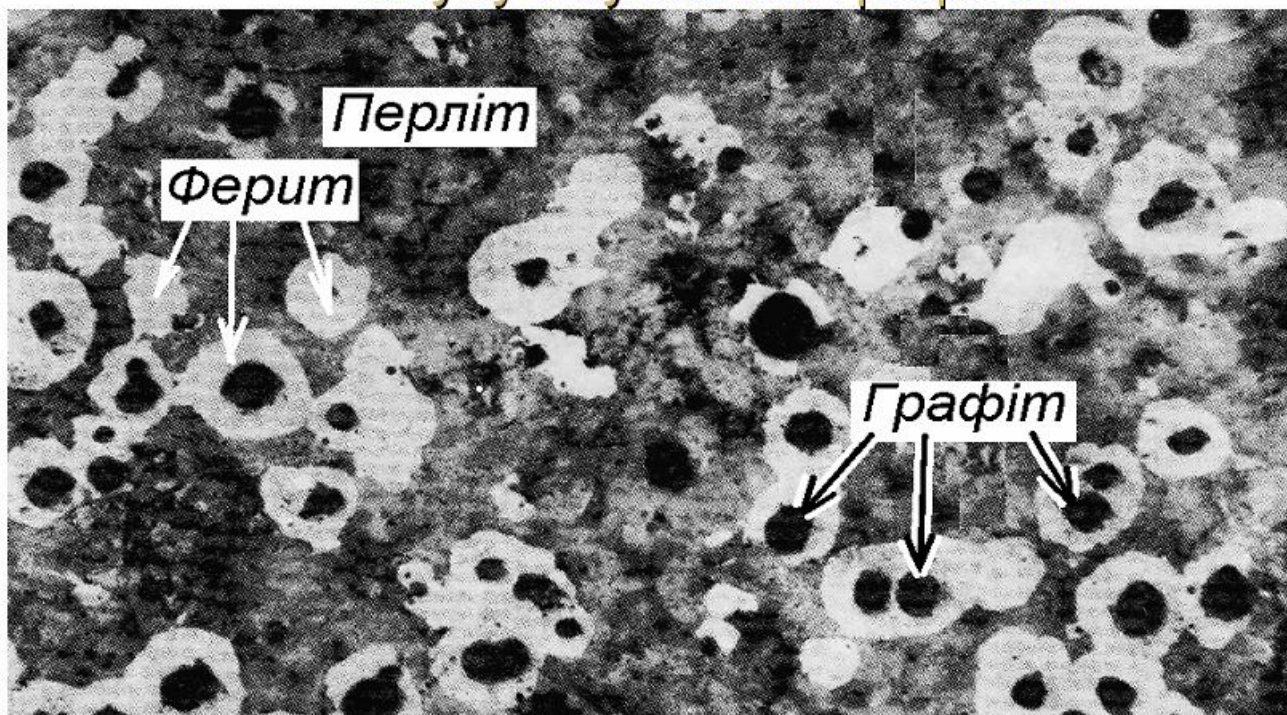
### Мікроструктура сірого перлітного чавуну



### Мікроструктура високоміцного феритного чавуну з кулястим графітом



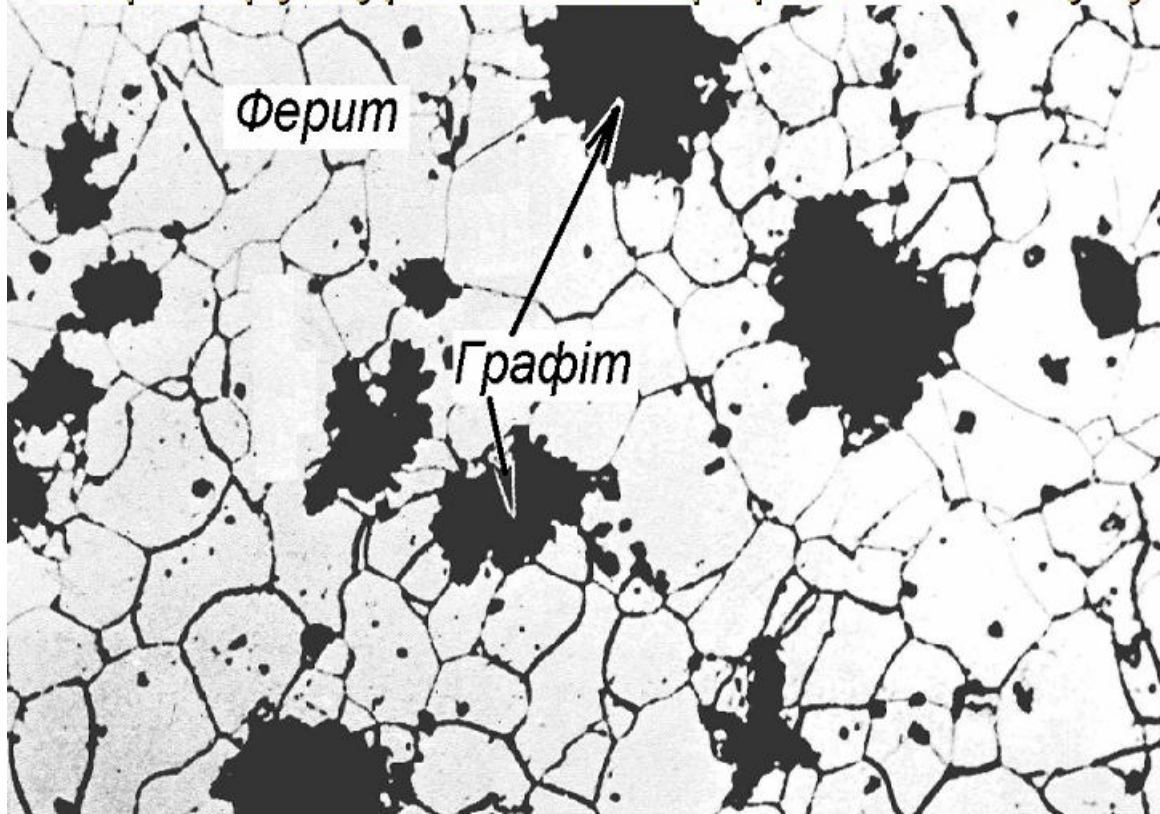
## Мікроструктура високоміцного феритно-перлітного чавуну з кулястим графітом



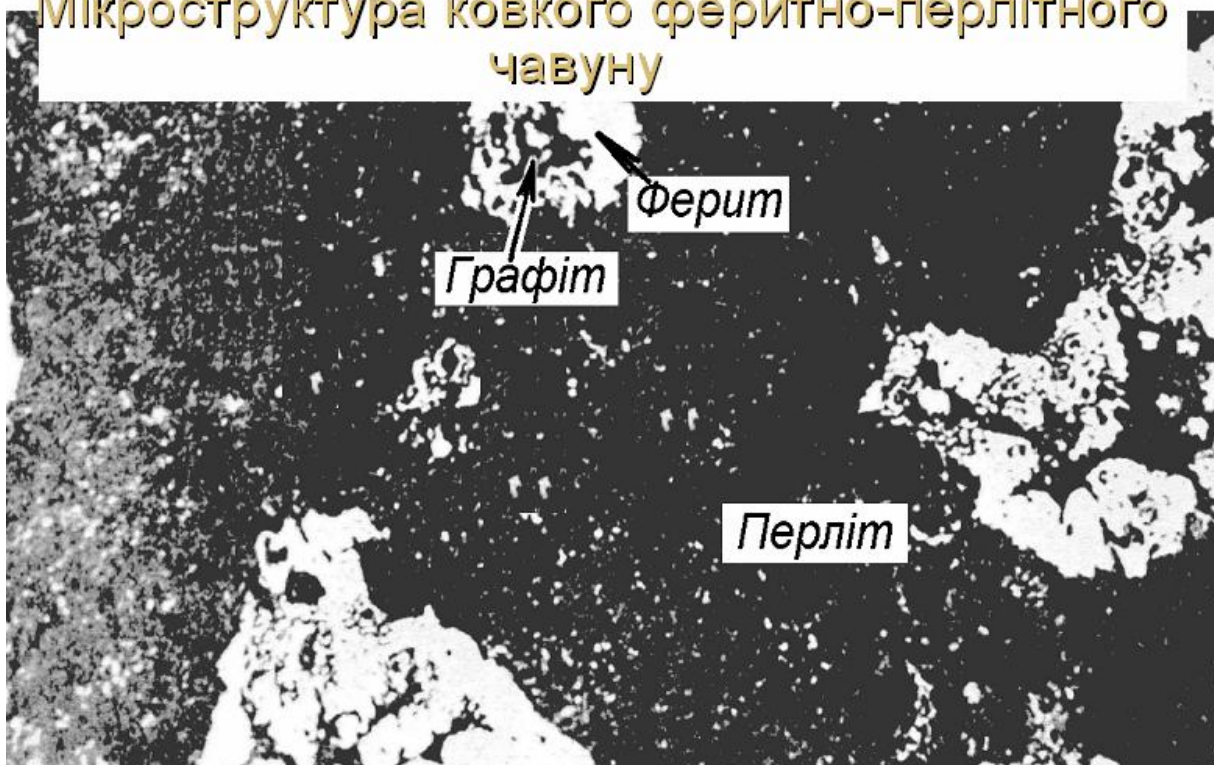
## Мікроструктура високоміцного перлітного чавуну з кулястим графітом



## Мікроструктура ковкого феритного чавуну



## Мікроструктура ковкого феритно-перлітного чавуну



### **Література**

1. Гуляев А.П. Металловедение. М., Металлургия, 1986. 541 с.
2. Кузін О.А., Яцюк Р.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник.- Львів, Афіша, 2002. 304 с.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. Учебник – 2-е изд., перероб. и доп. – М., Машиностроение, 1980. 493 с.
4. Металознавство: Підручник /О.М.Бялік, В.С.Черненко та ін. – 2-ге вид., перер. і доп. – К. ІВЦ "Політехніка", 2002. 384 с.