



Технологія конструкційних матеріалів

**Конспект лекцій
для студентів II курсу
спеціальності 274 «Автомобільний транспорт»
освітньо-кваліфікаційного рівня: «Молодший спеціаліст»
денної форми навчання**

УДК
Т

До друку

Голова Навчально-методичної ради Луцького НТУ _____ В.І. Талах

Електронна копія друкованого видання передана для внесення в репозитарій
Луцького НТУ

Директор бібліотеки _____ С.С. Бакуменко

Затверджено Навчально –методичною радою Луцького НТУ
протокол № _____ від _____ 2018 р.

Рекомендовано до видання методичною радою Любешівського
технічного коледжу Луцького НТУ,
протокол № _____ від _____ 2018 р.

Розглянуто і схвалено на засіданні циклової методичної комісії викладачів ме-
ханізаторського профілю Любешівського технічного коледжу Луцького НТУ,
протокол № _____ від _____ 2018 р.

Укладач: _____ Я.В. Оласюк
(підпис)

Рецензент: _____ А.В. Хомич
(підпис)

Відповідальний
за випуск: _____ Т.П. Кузьмич, методист коледжу
(підпис)

ТКМ{текст}: конспект лекцій для студентів спеціальності 274 «**Авто-
мобільний транспорт**»/ уклад. Я.В. Оласюк – Любешів: ЛТК ЛНТУ, 2018. - 87

Конспект відповідає затвердженій робочій програмі дисципліни „Технологія
конструкційних матеріалів” для студентів спеціальності 274 «**Автомобільний
транспорт**»

Я.В. Оласюк, 2018

Зміст

1. Вступ.

Тема 1. Кристалічна будова металів

- 1.1. Загальна характеристика металів
- 1.2. Атомно-кристалічна структура металів.
- 1.3. Анізотропія властивостей металів
- 1.4. Дефекти кристалічної будови металів

Тема 2. Кристалізація металів

- 2.1. Первинна кристалізація металів
- 2.2. Будова металевого злитка
- 2.3. Поліморфні перетворення

Тема 3. Основи теорії сплавів

- 3.1. Основні поняття та визначення. Типи сплавів
- 3.2. Основні типи діаграм стану подвійних сплавів
- 3.3. Зв'язок між типом діаграми стану подвійних сплавів

Тема 4. Залізо та його сплави

- 4.1. Діаграма стану залізо-вуглець. Компоненти і фази залізовуглецевих сплавів
- 4.2. Процеси, що відбуваються при температурах, які відповідають лініям діаграми стану залізо-цементит
- 4.3. Вуглецеві сталі. Класифікація, маркування та призначення
- 4.4. Класифікація чавунів

Тема 5. Теорія термічної обробки сталі

- 5.1. Перетворення, які відбуваються в сталі при нагріванні
- 5.2. Перетворення, які відбуваються в сталі при охолодженні
- 5.3. Перетворення, що відбуваються у сталі при відпусканні

Тема 6. Технологія термічної обробки сталі

- 6.1. Основні поняття
- 6.2. Відпалювання сталі
- 6.3. Нормалізація сталі
- 6.5. Відпускання

Тема 7. Хіміко-термічна обробка сталі

- 7.1. Сутність, призначення та основні процеси, що відбуваються при хіміко-термічній обробці сталі
- 7.2. Цементация сталі
- 7.3. Азотування сталі
- 7.4. Цианування (нітроцементация) сталі
- 7.5. Дифузійне насичення металами (металізація) і неметалами

Тема 8. Леговані сталі

- 8.1. Вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза і на ферит. Карбідна фаза в легованих сталях
- 8.2. Вплив легуючих елементів на перетворення в сталі
- 8.3. Класифікація та маркування легованих сталей

8.4. Конструкційні сталі

8.5. Інструментальні сталі

8.6. Корозостійкі (нержавіючі) сталі

Тема 9. Кольорові метали та сплави

9.1. Алюміній та сплави на його основі

9.2. Магній та його сплави

9.3. Титан і його сплави

9.4. Мідь і її сплави

9.5. Підшипникові (антифрикційні) сплави

Література.

ВСТУП

Металознавство - наука, яка вивчає залежність між складом, будовою та властивостями металів і сплавів і закономірності їхніх змін під впливом зовнішніх чинників: теплових, хімічних, механічних, електромагнітних і радіоактивних.

Уперше зв'язок між будовою сталі та її властивостями був встановлений П.П.Аносовим (1799-1855 рр), а найважливіші положення металознавства закладені металургом Д.К.Черновим (1839-1921 р.), який у 1868 р. відкрив внутрішні структурні перетворення в сталі при нагріванні й охолодженні. У 1878 р. ним були викладені основи сучасної теорії кристалізації металів. Ці і наступні роботи Д.К.Чернова створили фундамент сучасного металознавства і термічної обробки сталі. На початку ХХ ст. велику роль у розвитку металознавства зіграли роботи М.С.Курнакова, котрий застосував для дослідження металів методи фізико-хімічного аналізу (електричний, дилатометричний, магнітний тощо). Вченим і його учнями було вивчено велике число металевих систем, побудовані діаграми стану та встановлені залежності між складом, структурою і властивостями сплавів.

Широке використання рентгеноструктурного аналізу, почате в 20-х роках, дозволило встановити кристалічну будову сплавів і фаз і вивчити зміну його в залежності від обробки сплаву. Починаючи з 1928 р. велика увага приділяється теорії фазових перетворень у сплавах. Це дало можливість визначити механізм перетворень і розробити теорію та практику термічної обробки сталі, дуалюміна та інших важливих сплавів.

Металознавство в зв'язку з безупинним ростом рівня сучасної техніки, ускладненням і розширенням вимог, запропонованих до властивостей і якості металевих сплавів, продовжує успішно розвиватися і в даний час.

Тема І. КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛІВ

1.1. Загальна характеристика металів

З відомих у даний час 110 елементів 76 є металами, яким у твердому і почасти в рідкому станах характерні такі властивості:

- 1) висока тепло- і електропровідність;
- 2) позитивний температурний коефіцієнт електричного опору - з підвищенням температури опір чистих металів зростає; велике число металів (~30) має надпровідність - у цих металів при температурі, близькій до абсолютного нуля, опір стрибкоподібно падає практично до нуля;
- 3) термоелектронна емісія, тобто спроможність випускати електрони при нагріванні;
- 4) гарна відбивна спроможність; метали непрозорі і мають металевий блиск;
- 5) підвищена спроможність до пластичної деформації.

Всі метали і металеві сплави - тіла кристалічні: атоми (іони) розміщені в металах закономірно з утворенням кристалічної ґратки.

Показані властивості характерні для металевого стану речовини, основною з яких є наявність вільних електронів. Металевий стан виникає в комплексі атомів, ко-

ли при їхньому зближенні зовнішні електрони втрачають зв'язок з окремими атомами, стають загальними, тобто колективізуються і вільно переміщаються по визначених енергетичних рівнях між позитивно зарядженими періодично розташованими в просторі іонами. Отже, стійкість металу, що представляє собою іонно-електронну систему, визначається електричною взаємодією між позитивно зарядженими іонами і колективізованими електронами. Така взаємодія одержала назву *металевого зв'язку*. Його сила визначається співвідношенням між силами відштовхування і силами тяжіння між іонами й електронами. Атоми (іони) розташовуються на такій відстані один від іншого, щоб енергія взаємодії була мінімальною (рис.1.1). Цьому становищу відповідає рівноважна відстань R_0 . Зближення атомів (іонів) на відстань менше R_0 або віддалення їх на відстань більше R_0 можна здійснити лише при вчиненні певної роботи проти сил відштовхування чи притягування. При закономірному розташуванні атомів у металі з утворенням правильної кристалічної ґратки буде реалізований стан з мінімальною енергією взаємодії атомів.

Характер зміни потенційної енергії атомів у кристалічній ґратці показаний на рис.1/1. Атоми (іони) займають положення з мінімальною потенційною енергією. Атоми, які складають поверхневий шар, мають підвищену потенційну енергію за рахунок наявності некомпенсованих сил взаємодії (приймаючи сферичний характер силового поля навколо атома (іона)).

Метали - це полікристалічні тіла, які складаються з великого числа дрібних (1000...0,1 мкм), по-різному орієнтованих один відносно другого кристалів, які мають неправильну форму і називаються *кристалітами* або *зернами*.

Чисті метали у звичайному структурному стані мають низьку міцність і не забезпечують у багатьох випадках необхідних властивостей. Тому їх застосовують рідко. (Власне, поняття "чистий метал" умовне. Будь-який чистий метал у більшій чи меншій кількості містить домішки і, отже, повинен розглядатися як сплав. Надалі під терміном чистий метал ми будемо розуміти метал, який містить 99,99...99,999 % основного металу. Технічно чистий метал (99,5...99,9 % основного металу) отримується звичайними промисловими способами).

Найширше використовуються *сплави* - речовини, які отримують сплавленням, спіканням, рідше - осадженням, двох або більше металів або металів з неметалами. Вони мають характеристики, властиві металевому стану.

Розрізняють *макроструктуру* (будову металу чи сплаву, видиму неозброєним оком або при невеликому збільшенні - до 30 разів) і *мікроструктуру* (будову металу чи сплаву, яка спостерігається за допомогою мікроскопа при великих збільшеннях).

Макроструктуру вивчають за допомогою макрошліфів. Для їх отримання з великих заготовок (злитків, поковок тощо) або виробів вирізують темплети, поверхню яких шліфують, а потім травлять спеціальними реактивами. При дослідженні макрошліфа можна визначити форму і розташування зерен у литому металі; напрямок волокна (деформовані кристаліти) у поковках і штамповках; дефекти, які порушують суцільність металу (усадовина розпушеність, газові пухирі, раковини, тріщини тощо); хімічну неоднорідність сплаву, викликану кристалізацією чи створену термічним або хіміко-термічним обробленням.

Мікроструктура показує взаємне розташування фаз, їхню форму і розміри. Мікроструктуру вивчають на мікрошліфах. Для цього одну з площин зразка шліфують, полірують і травлять спеціальними реактивами. Мікроструктуру металів спостерігають у світловому або електронному мікроскопах. В останньому випадку готують не мікрошліф, а спеціальний об'єкт - фольгу або репліку. Корисне збільшення в оптичному мікроскопі не перевищує 2000 разів. Застосування великих збільшень марне, тому що нові, дрібніші деталі структури не стають видимими, адже спроможність мікроскопа, обумовлена хвилястою природою світла, не змінюється.

1.2. Атомно-кристалічна структура металів

Під атомно-кристалічною структурою розуміють взаємне розміщення атомів у кристалі. Кристал складається з атомів (іонів), розміщених у певному порядку, який періодично повторюється у трьох вимірах. Кристалічна ґратка (рис.1.2) представляє собою уявну просторову сітку, у вузлах якої розташовуються атоми (іони), що утворюють тверде кристалічне тіло (в даному випадку - метал). Потовщеними лініями на малюнку виділений найменший паралелепіпед, послідовним переміщенням у просторі якого вздовж трьох осей може бути побудована вся ґратка. Найменший об'єм кристала, що дає уявлення про атомну структуру металу у всьому об'ємі, називається *елементарним кристалічним осередком*.

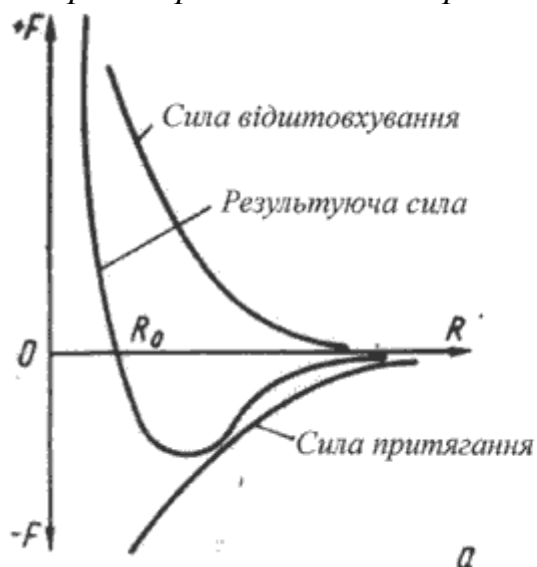


Рис.1.1. Сили взаємодії двох атомів

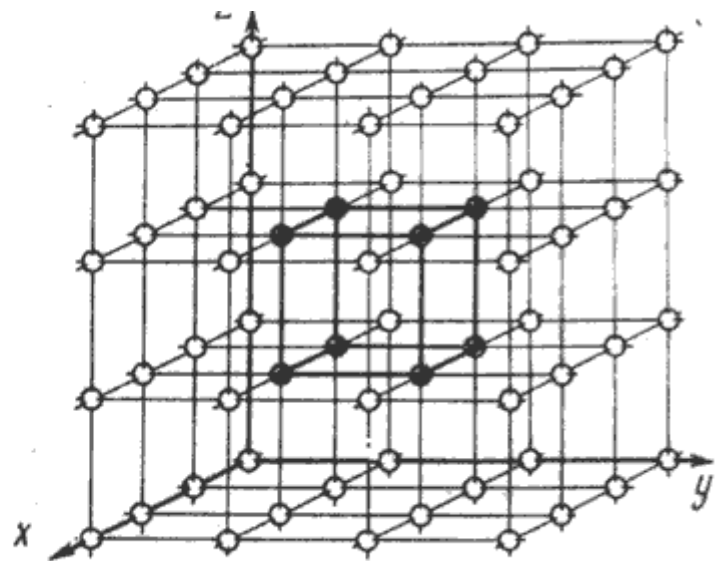


Рис.1.2. Кристалічна ґратка

Кристалічні просторові ґратки, виходячи зі співвідношення між осьовими одиницями та кутами, поділяють на сім систем - *сингоній*: триклинна, моноклинна, ромбічна, гексагональна, ромбоєдрична, тетрагональна, кубічна (рис.1.3.).

Кристалічні ґратки, в яких на долю одного елементарного осередку припадає один атом, називають *простими*. ґратки, в яких на долю одного елементарного осередку припадає декілька атомів, називають *складними*.

Переважає число технічно важливих металів утворюють одну з таких симетричних складних ґраток із щільним упакуванням атомів: кубічну об'ємноцентровану (ОЦК), кубічну гранецентровану (ГЦК) і гексагональну.

На рис.1.4. приведені умовно показані кристалічні ґратки і схеми розташування або упакування атомів (іонів), які дають наочну уяву про кожну з структур. У схемах упакування атоми (іони) зображені сферами такого розміру, що вони дотикаються один одного. Однак не варто робити висновок, що ці сфери являють собою нестисливі об'єми, оскільки дуже малі по розмірах ядра атома оточені електронними оболонками порівняно невисокої щільності.

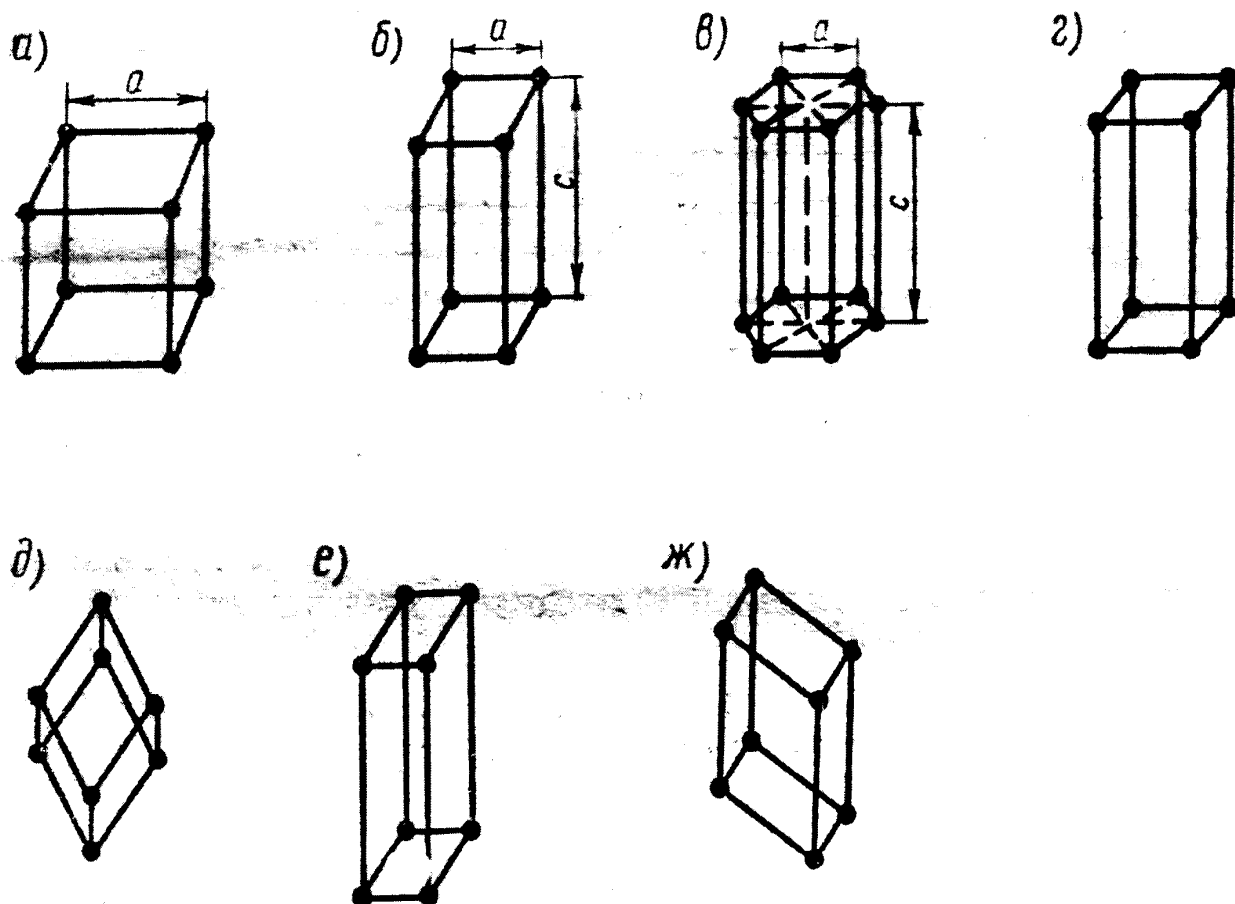


Рис.1.3. Кристалічні системи (сингонії): а – кубічна; б – тетрагональна; в – гексагональна; г – ромбічна; д – ромбоєдрична; е – моноклинна; ж – триклинна

В ОЦК-ґратках атоми розташовані у вузлах осередку й один атом - у центрі обсягу куба (рис.1.4, а). ОЦК-ґратки мають метали: Rb , K , Na , Li , Ta , Fe_{α} , Mo , W , V , Cr .

У ГЦК-ґратках атоми розташовані в кутах куба й у центрі кожної грані (рис.1.4, б). Таку ґратку мають метали: Ca_{α} , Ce , Sr_{α} , Th , Pb , Ni , Ag , Au , Pd , Pt , Rh , Ir , Fe_{γ} , Cu .

У гексагональній щільноупакованій (ГЩУ) ґратці (рис.1.4, в) атоми розташовані в кутах і центрі шестикутних основ призми і три атоми в середній площині призми. Таке упакування атомів мають метали: Hf_{α} , Mg , Ti_{α} , Cd , Re , Os , Ru , Zn , Be , Zr_{α} .

Деякі метали (Sn_{β} , In) мають тетрагональну ґратку.

Розміри кристалічних ґраток характеризуються періодами a , b , c , під якими розуміють відстань між найближчими рівнобіжними атомними площинами, що утворюють елементарний осередок (рис.1.4). Період вимірюється в нанометрах (нм) ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м} = 10 \text{ \AA}$) і знаходиться в межах $0,1 \dots 0,7 \text{ нм}$.

На один елементарний осередок ОЦК-гратки в цілому припадає два атоми: один атом у центрі куба й один атом по масі сумарно вносять атоми, що розташовуються у кутах куба (кожний атом у кутах куба одночасно належить восьми сполученим елементарним осередкам і на даний осередок припадає лише $1/8$ маси цього атома, а на весь осередок $1/8 \times 8 = 1$ атом). На елементарний осередок ГЦК-гратки припадають чотири атоми; з них один атом вносять атоми у кутах куба, а три атоми сумарно ($1/2 \times 6 = 3$) вносять атоми, які знаходяться на середині грані, тому що кожний з таких атомів належить двом граткам. На елементарний осередок ГЦУ-гратки припадає шість атомів ($3 + 1/6 \times 12 + 1/2 \times 2 = 6$).

Щільність кристалічної гратки - об'єму, зайнятого атомами, що умовно можна розглядати як жорсткі кульки (рис.1.4), характеризується *координаційним числом*, під яким розуміють число атомів, які знаходяться на рівній і найменшій відстані від даного атома. Чим більше координаційне число, тим більша щільність упакування атомів. В ОЦК-гратці найменша відстань між атомами відповідає $d = 0,5a\sqrt{3}$. На цій відстані від даного атома знаходяться 8 сусідів (рис. 1.5, а). Отже, координаційне число для цієї гратки - 8 і позначається К8. Коефіцієнт заповнення осередку - відношення об'єму, зайнятого атомами, до об'єму осередку, складає 68 %.

Для ГЦК-гратки координаційне число дорівнює 12 (К12) - кожний атом має 12 найближчих сусідів на відстані $d = 0,5a\sqrt{2}$, що відповідає найбільшій щільності упакування або укладки у виді кульок (рис.1.5, б)

ГЦУ-гратка, для якої $c/a = 1,633$, має координаційне число 12 (Г12) (рис.1.5, в). У багатьох металів, які кристалізуються в гексагональній системі, відношення c/a може знаходитися у межах 1,57...1,64.

Гранецентрована кубічна і гексагональна щільноупакована гратки - найкомпактніші. Їхній коефіцієнт заповнення об'єму атомами - 74 відсотки. При зменшенні координаційного числа в гратці Г12 до 6 коефіцієнт заповнення складає 50 відсотків, а при координаційному числі 4 - усього 25 відсотків.

Половину найменшої відстані між центрами атомів називають *атомним радіусом*. Атомний радіус зростає при зменшенні координаційного числа, тому що при цьому збільшується простір між атомами.

Кристалографічні позначення атомних площин. Для визначення положення атомних площин у кристалічних гратках користуються індексами (hkl), які представляють собою три цілі раціональних числа, розмірами, оберненими відрізкам осей, що відтинається даною площиною на осях координат. Одиниці довжини вздовж осей вибирають рівними довжинам ребер елементарного осередку.

Наведемо приклади позначення площин кубічної гратки. У ній, окрім площин куба (рис.1.6, а), розрізняють площину октаедра (111) (рис.1.6, в) і площина ромбічного додекаедра (110) (рис.1.6, б).

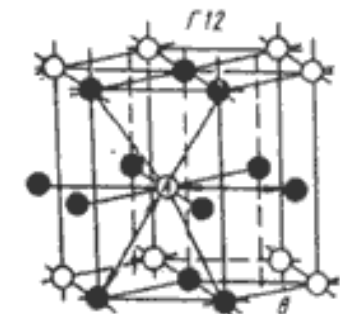
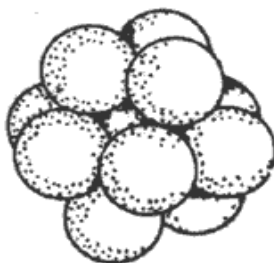
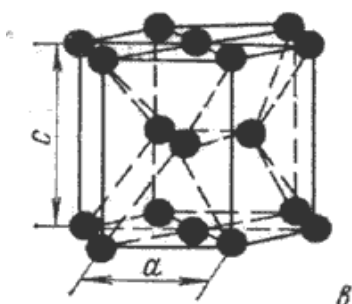
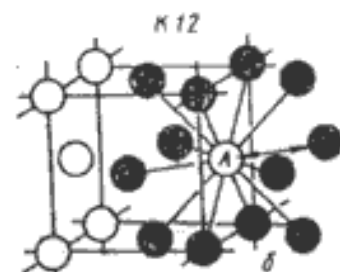
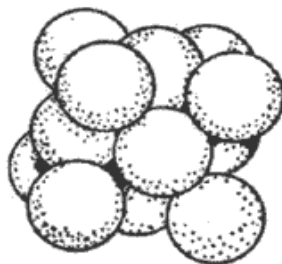
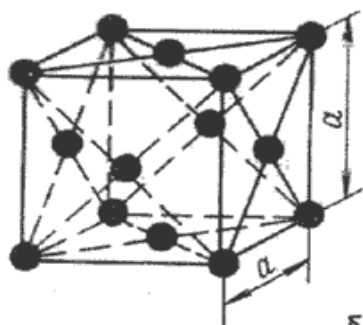
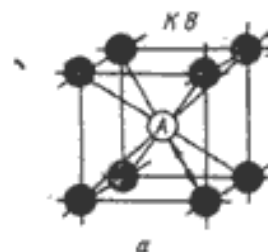
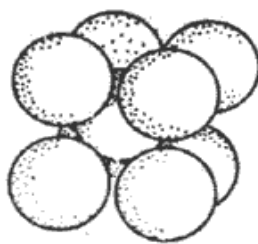
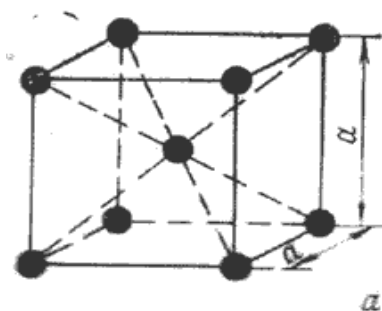


Рис.1.4. Кристалічні ґратки металів:
а – об'ємноцентрована кубічна;
б – гранецентрована кубічна;
в – гексагональна щільноупакована

Рис.1.5. Координаційні числа
для різних кристалічних ґраток

1.3. Анізотропія властивостей металів.

Щільність розташування атомів по різноманітних площинах (*ретикулярна щільність*) неоднакова. Так, площині (100) в ОЦК-ґратці належить лише 1 атом ($1/4 \times 4$), площині ромбічного додекаедра (110) 2 атоми: 1 атом вносять атоми, що знаходяться у вершинах ($1/4 \times 4$), і 1 атом у центрі куба. У ГЦК-ґратці площиною з найбільш щільним розташуванням атомів буде площина октаедра (111), а в ОЦК-ґратці - площина (110).

Внаслідок неоднакової щільності розташування атомів у різноманітних площинах і напрямках ґратки багато властивостей окремого кристала залежать від напрямку вирізки зразка стосовно напрямків у ґратці. Подібна неоднаковість властивостей монокристала в різних кристалографічних напрямках має назву *анізотронії*.

Кристал - тіло анізотропне, на відміну від аморфних тіл (скла, пластмаси тощо), властивості яких не залежать від напрямку. Технічні метали є полікристалами, тобто складаються з великої кількості анізотропних кристалітів, які по різному орієнтовані один відносно іншого. Тому у всіх напрямках властивості більш-менш однакові - по-

лікрystalічне тіло є псевдоізотропним. Така уявна ізотропність металу не буде спостерігатися, якщо кристаліти мають однакове переважне орієнтування в якихось напрямках. Ця орієнтованість (*текстура*) може створюватись, наприклад, у результаті холодної деформації – у цьому випадку полікрystalічний метал набуває анізотропію властивостей.

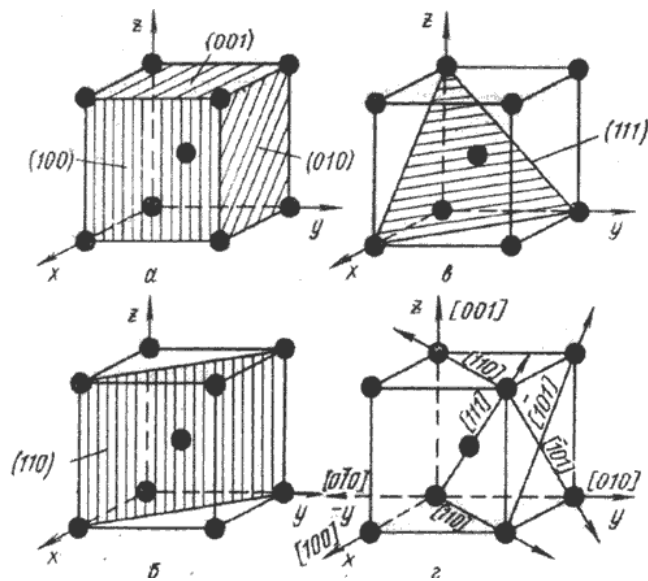


Рис.1.6. Індеси кристалографічних площин

1.4. Дефекти кристалічної будови металів

У будь-якому реальному кристалі завжди є дефекти будови, які розділяються за геометричними ознаками на *точкові* (нульмірні), *лінійні* (одномірні) і *поверхневі* (двомірні).

Точкові дефекти (рис.1.7) малі у всіх трьох вимірах, і розміри їх не перевищують декількох атомних діаметрів. До точкових дефектів відносяться вакансії та міжвузлові атоми. *Вакансії* (дефекти Шоттки) - це вузли ґратки, у яких атоми відсутні (рис.1.7). Вакансії найчастіше утворюються в результаті переходу атома з вузла ґратки на поверхню, їхнього випаровування з поверхні кристала чи переходу в міжвузловий простір. У кристалі завжди є атоми, кінетична енергія яких значно перевищує середню, властиву заданій температурі нагрівання. Такі атоми, особливо розташовані поблизу поверхні, можуть вийти на поверхню кристала, а їхнє місце займуть атоми, що знаходяться далі від поверхні. Тоді вузли, які належали їм, виявляться вільними, тобто виникнуть теплові вакансії.

Джерелами теплових вакансій є вільні поверхні, межі зерен, пустоти та тріщини. З підвищенням температури концентрація вакансій зростає. При температурі, близькій до температури плавлення, їхня кількість може досягати 1% числа атомів у кристалі. Швидким охолодженням від даної температури можна зафіксувати ці вакансії при нормальній температурі (так звані гартівні вакансії). Кристал, що знаходиться при даній температурі в термодинамічній рівновазі, має рівноважну концентрацію теплових вакансій. Крім одиничних вакансій (рис.1.7), можуть утворюватися також подвійні, потрійні і їхні угруповання.

Вакансії утворюються не тільки при нагріванні, але й у процесі пластичної деформації, рекристалізації і при бомбардуванні металу атомами чи частками високих енергій (опромінення в циклотроні чи в ядерному реакторі).

Міжвузлові атоми (дефекти Френкеля) утворюються в результаті переходу атома з вузла ґратки в міжвузловий простір (рис.1.7). На його місці виникає вакансія. Однак через те, що в ґратках, характерних металам, енергія утворення міжвузлових атомів у декілька разів перевищує енергію теплових вакансій, то основними точковими дефектами є теплові вакансії.

Точкові дефекти викликають місцеве спотворення кристалічної ґратки (рис.1.7) і впливають на деякі фізичні властивості металів (електропровідність, магнітні властивості) і фазові перетворення.

Лінійні дефекти мають малі розміри в двох вимірах і велику протяжність у третьому. Ними можуть бути декілька вакансій чи міжвузлових атомів. Найважливішим видом лінійних недосконалостей є *дислокації* - крайові та гвинтові. Крайові (рис.1.8) предстеляють собою локальні спотворення кристалічної ґратки, викликані наявністю "зайвої" атомної напівплощини. Найпростіший спосіб утворення дислокації в кристалі - зсув (рис.1.8). Якщо верхню частину кристала змістити відносно нижньої на одну міжатомну віддаль, то границя АВ є дислокацією. Гвинтова дислокація утворюється внаслідок згину атомних площин по гвинтовій лінії. Навколо дислокацій виникають спотворення ґратки.

Дислокації утворюються у процесі кристалізації металів при "захлопуванні" групи вакансій, у процесі пластичної деформації чи фазових перетворень. Характеристикою дислокаційної структури є щільність дислокацій - сумарна довжина дислокацій (у см) на одиницю об'єму кристала (у см³).

Поверхневі дефекти представляють собою поверхні розділу між окремими зернами в полікристалічному металі.

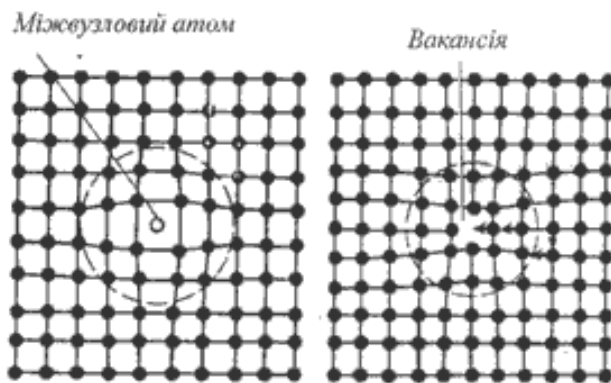


Рис.1.7. Точкові дефекти у кристалічній ґратці

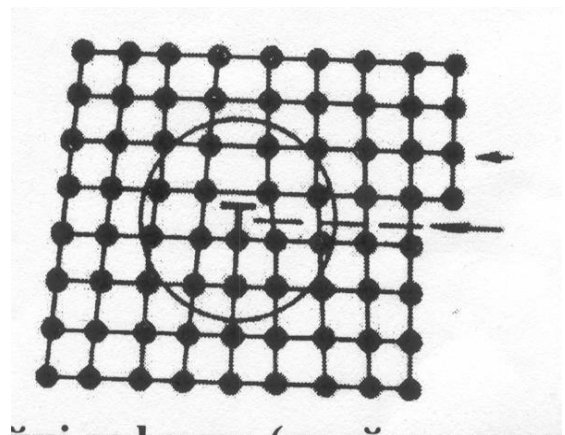


Рис.1.8. Лінійні дефекти (крайова дислокація)

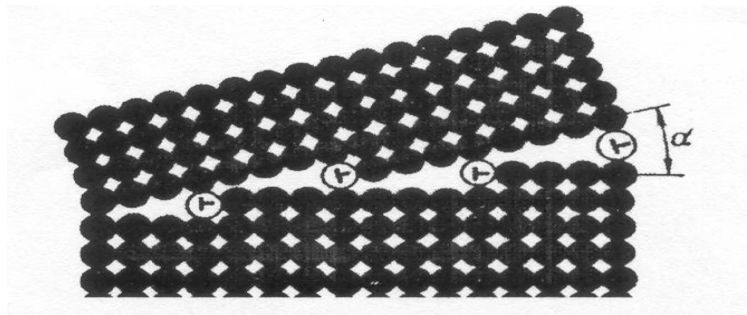


Рис.1.9. Поверхневі дефекти (границя зерен)

Тема 2. КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ

2.1. Первинна кристалізація металів

Перехід металу з рідкого стану у твердий (кристалічний) називається *кристалізацією*. Це відбувається в умовах, коли система переходить до термодинамічно більш стійкого стану з меншою вільною енергією або термодинамічним потенціалом F , тобто коли вільна енергія кристала менша вільної енергії рідкої фази. Якщо перетворення відбувається з невеликою зміною об'єму, то $F=H-TS$, де H - повна енергія системи; T - абсолютна температура; S - ентропія.

Зміна вільної енергії рідкого та твердого станів у залежності від температури показана на рис.2.1. Вище температури $T_{пл}$ стійкішим є рідкий метал, який має менший запас вільної енергії, а нижче цієї температури стійкішим є твердий метал. При температурі $T_{пл}$ величини вільних енергій рідкого та твердого станів рівні. Така температура відповідає рівноважній температурі кристалізації (чи плавлення) даної речовини при якій обидві фази - рідка та тверда - можуть існувати одночасно і нескінченно довго. При ній процес кристалізації ще не відбувається - він розпочнеться лише при переохолодженні металу нижче температури $T_{пл}$. Різниця між температурами $T_{пл}$ і T_k , при якій можливий процес кристалізації, називається ступенем переохолодження: $\Delta T = T_{пл} - T_k$. При повільному охолодженні ця величина настільки мала, що кристалізація відбувається при температурі, близькій до рівноважної (рис.2.2, крива v_1). Але при збільшенні швидкості охолодження ступінь переохолодження зростає (криві v_2 , v_3). Ступінь переохолодження залежить також від природи і чистоти металу. Чим чистіший рідкий метал, тим більше він схильний до переохолодження. При затвердінні дуже чистих металів ступінь переохолодження може досягати великих значень. Так, при затвердінні олова була досягнута $\Delta T = 118^\circ C$, а сурми - $\Delta T = 135^\circ C$. Проте звичайно ступінь переохолодження не перевищує $10...30^\circ C$.

Процес кристалізації починається з утворення кристалічних зародків (центрів кристалізації) і продовжується в процесі зростання їх числа і розмірів. При переохолодженні сплаву нижче температури $T_{пл}$ у багатьох ділянках рідкого сплаву утворюються стійкі, спроможні до росту кристалічні зародки - критичні (рис.2.3). Поки кристали ростуть вільно, вони мають правильну геометричну форму. Проте при їх взаємному зіткненні правильна форма порушується, тому що в цих ділянках ріст граней припиняється - він продовжується тільки в тих напрямках, де є вільний доступ для рідини. В результаті кристали після затвердіння одержують неправильну зовнішню форму, тому вони називаються *кристалітами* чи *зернами*.

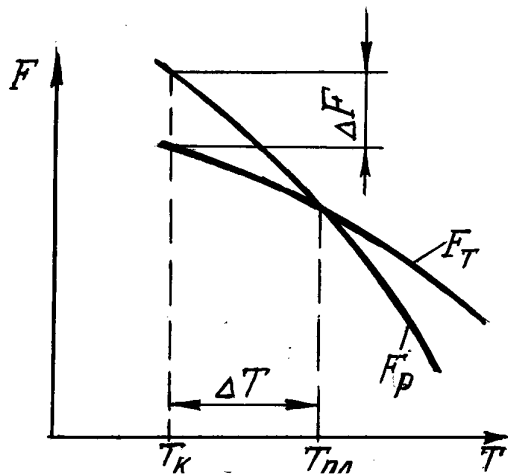


Рис.2.1. Температурна залежність енергії Гіббса метала в рідкому (F_p) і твердому (F_m) станах

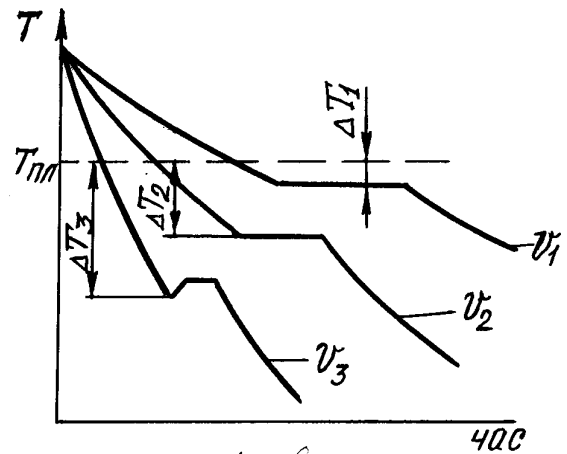


Рис.2.2. Криві охолодження метала: ($v_1 < v_2 < v_3$)

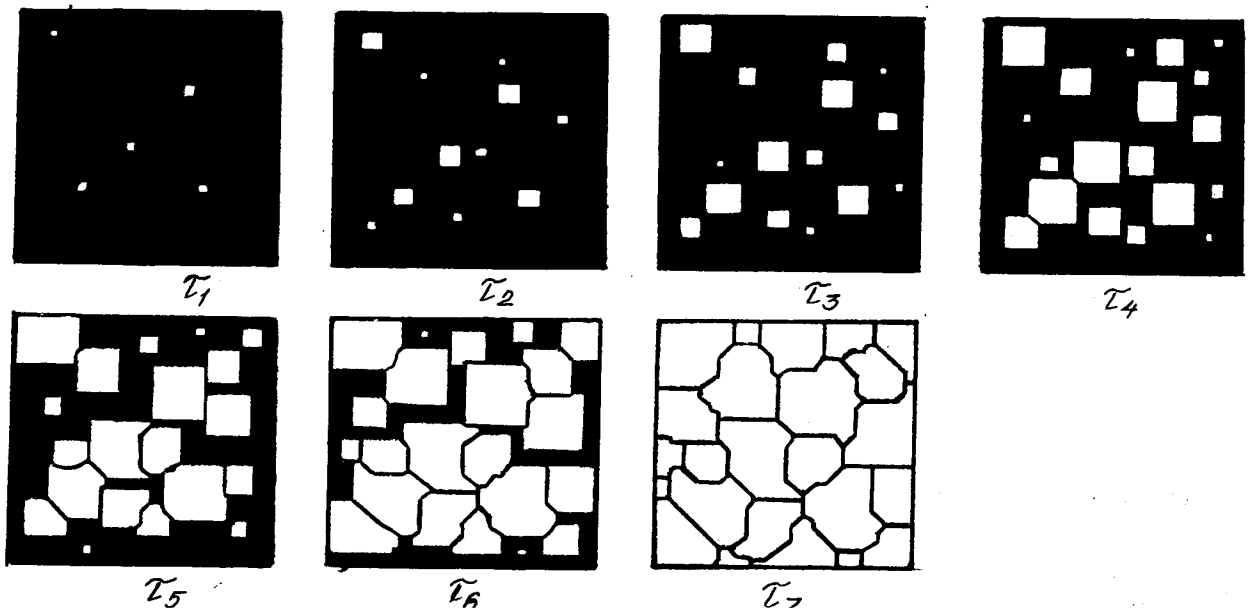


Рис.2.3. Схема процесу кристалізації

Явища, які відбуваються в процесі кристалізації, складні і різноманітні. У рідкому металі впорядковане розташування атомів поширюється на дуже малу відстань, проте й воно внаслідок інтенсивного теплового руху атомів динамічно нестійке. Мікрооб'єми з правильним розташуванням атомів можуть існувати деякий час, потім розсмоктуються і виникають знову в іншому елементарному об'ємі рідини тощо. Зі зниженням температури розміри таких упорядкованих мікрооб'ємів зростають.

При температурах, близьких до температури плавлення, у рідкому металі можуть утворюватися невеличкі угруповання, в яких атоми упаковані так само, як і в кристалі. Такі дозародкові угруповання називаються *фазовими* (або *гетерофазними*) *флуктуаціями*. У чистому від домішок рідкому металі вони можуть перетворитися у центри кристалізації. Зародки, які виникають у процесі кристалізації, можуть мати різні розміри. Ріст зародка можливий тільки за умови, якщо він досяг певного розміру, починаючи з якого його збільшення призводить до зменшення вільної енергії. В процесі кристалізації вільна енергія системи (рис.2.1), з одного боку, зменшується внаслідок

переходу деякого об'єму рідкого металу у твердий, а з іншого боку, зростає в результаті утворення поверхні розділу з надлишковою енергією. Загальна зміна вільної енергії $\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{нов}$ або $\Delta F = -V\Delta f + S\sigma$, де Δf - різниця об'ємних вільних енергій рідкого і твердого металів ($F_p - F_{мс}$); V - об'єм зародка; S - сумарна величина поверхні кристалів; σ - поверхневий натяг. Мінімальний розмір зародка, спроможний до росту при заданих температурних умовах, називається *критичним*: $R_k = 4\sigma / \Delta f$. На його утворення затрачається енергія $\Delta F_k = S\sigma/3$.

Отже, зменшення об'ємної вільної енергії при переході атомів з рідкого стану в твердий кристалічний недостатньо для утворення критичного зародка. Вона лише на дві третини компенсує енергетичні витрати, пов'язані з утворенням поверхні зародка. Ріст зародків кристалізації відбувається в результаті переходу атомів з переохолодженої рідини до кристалів. Кристал росте пошарово, причому кожен шар має одноатомну товщину. Ріст кристала значно полегшується тим, що його грані не ідеально рівні площини. На них завжди є різноманітні дефекти поверхні у вигляді сходинок і виступів, на яких легко утримуються нові атоми, що надходять з рідини. Наприклад, гвинтові дислокації утворюють на поверхні кристала спіралі росту висотою від одного до декількох тисяч атомів.

За інших рівних умов швидкість процесу кристалізації і будова металу після затвердіння залежать від швидкості утворення зародків, швидкості їхнього зростання чи швидкості збільшення лінійних розмірів кристала, що зростає. Чим більша швидкість утворення зародків і чим більша швидкість їхнього росту, тим швидше відбувається процес кристалізації. При рівноважній температурі кристалізації ($T_{пл}$) число зародків і швидкість росту рівні нулю, тому кристалізація не відбувається. При збільшенні ступеня переохолодження швидкість утворення зародків і швидкість їхнього росту зростають, при визначеному ступені переохолодження досягають максимуму, після чого вони знижуються. Це пояснюється тим, що з підвищенням ступеня переохолодження різниця вільних енергій рідкого і твердого металів зростає, а це сприяє підвищенню швидкості кристалізації, тобто швидкості утворення зародків і їхнього росту. Проте для утворення і росту зародків потрібно дифузійне переміщення атомів у рідкому металі. Тому при великих ступенях переохолодження (низьких температурах) внаслідок зменшення швидкості дифузії утворення зародків і їхній ріст утруднені. Внаслідок цього число зародків і швидкість їхнього росту зменшуються. Швидкість утворення зародків і лінійної швидкості росту кристалів визначають швидкість кристалізації. Чим більша швидкість утворення зародків і менша швидкість їхнього росту, тим менший і розмір кристала, що виростає з одного зародка (зерно), і отже, більш дрібнозернистою буде структура металу.

При невеликому ступені переохолодження ΔT (малій швидкості охолодження) число зародків мале. У цих умовах буде отримана великозерниста структура. Зі збільшенням ступеня переохолодження швидкість утворення зародків зростає і розмір зерна зменшується.

Розмір зерна металу має значний вплив на механічні властивості, особливо на в'язкість. Розмір зерна залежить від ступеня переохолодження, температури нагрівання і розливання рідкого металу, його хімічного складу, особливо присутності у ньому сторонніх домішок. Вплив цих чинників дуже значний.

Утворення зародків у рідкому металі за описаним механізмом називається самовільним (або спонтанним). Воно може відбуватися тільки у високочистому рідкому металі (*гомогенне* затвердіння).

У технічних металах завжди є велика кількість різноманітних домішок (оксиди, неметалічні включення тощо), що за певних умов поліпшує утворення зародків. Зокрема, домішок повинен мати вищу температуру плавлення, ніж основний метал.

Структурна подібність між поверхнями спряження зародків і частинок сторонніх домішок призводить до зменшення розміру критичного зародка і роботи його утворення. Тому на включеннях, які відповідають цим вимогам, порівняно легко виникають зародки, і затвердіння рідини починається при меншому переохолодженні, ніж при самовільному зародженні. Чим більше домішок, тим більше центрів кристалізації, тим дрібнішим утворюється зерно. Таке утворення зародків називають *гетерогенним*.

Розчинені у рідкому металі домішки також можуть подрібнювати зерно і змінювати його форму. У цьому випадку домішки при затвердінні осаджуються у вигляді тонкого шару на поверхні кристала, який росте, а це призводить до зменшення поверхневої енергії. Такі домішки називають поверхнево-активними.

Температура, яка відповідає перегріву металу, значно вища його температури плавлення; при цьому утворюється велике зерно. Це пояснюється розчиненням і дезактивацією домішок, які могли б відігравати роль готових поверхонь поділу при кристалізації. Підстижування перегрітого металу до нижчих температур і витримка при них призводить до виділення з рідкого металу розчинених домішок, які знову можуть стати активними зародками. У цьому випадку зерно металу буде дрібнішим.

Модифікування - використання спеціально введених у рідкий метал домішок (модифікаторів) для одержання дрібного зерна. Ці домішки, практично не змінюючи хімічного складу сплаву, викликають при кристалізації подрібнення зерна, що поліпшує механічні властивості. Так, при модифікуванні магнієвих сплавів зерно зменшується від 200...300 до 10...20 мкм. При литті злитків і фасонних виливків модифікування найчастіше проводиться введенням у розплав добавок, які утворюють тугоплавкі з'єднання (карбіди, нітриди, оксиди), що кристалізуються в першу чергу. Виділяючись у вигляді дрібних часток, ці з'єднання служать зародками кристалів, які утворюються при затвердінні

2.2. Будова металевого злитка

Кристали, що утворюються при затвердінні металу, можуть мати різну форму в залежності від швидкості охолодження, характеру та кількості домішок. Найчастіше в процесі кристалізації утворюються розгалужені, або деревоподібні, кристали - *дендрити* (рис.2.4). Їхній розвиток відбувається, переважно, в перпендикулярних площинах з максимальною щільністю упакування атомів. Це призводить до того, що спочатку утворюються довгі гілки (рис.2.4, а), так звані осі першого порядку (I - головні осі дендрита). Одночасно з подовженням осей першого порядку на їхніх ребрах зароджуються і ростуть перпендикулярні до них такі ж гілки другого порядку (II). У

свою чергу на осях другого порядку зароджуються і ростуть осі третього порядку (III) тощо. Так утворюються кристали у формі дендритів.

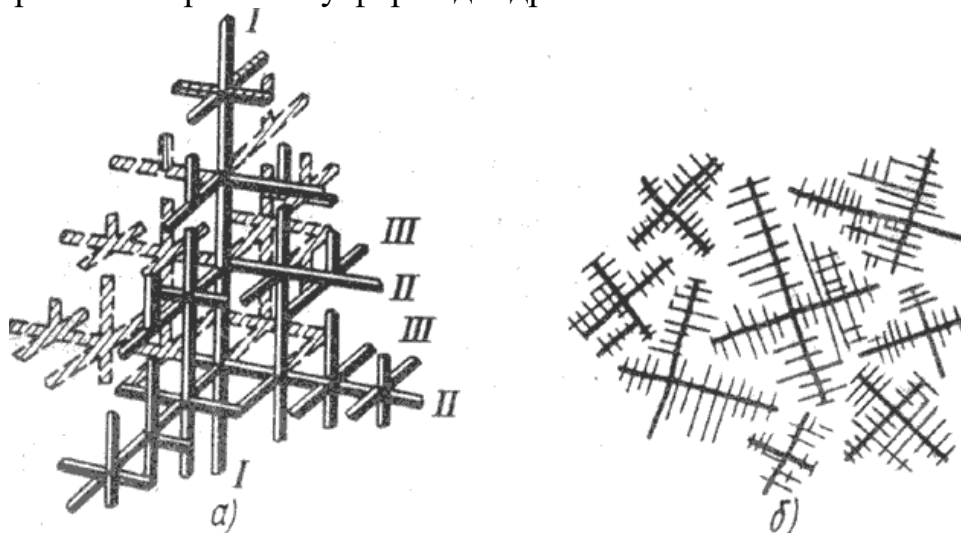


Рис.2.4. Схеми дендритного кристала (а) і росту дендритів (б)

Кристали дендритної форми іноді можна бачити безпосередньо на поверхні злитка у вигляді характерного рельєфу. Проте найчастіше дендритна будова виявляється тільки після спеціального травлення макрошліфів. Оскільки всі проміжки між гілками дендритів заповнені, то видно лише місця стиків дендритів у вигляді меж зерен. Правильна форма дендритів спотворюється у результаті зіткнення і зрощення часток на пізніх стадіях процесу кристалізації. Гілки дендритів розділені дуже тонкими прошарками нерозчинних домішок, дрібними порожнинами і порами, які виникли в результаті зменшення об'єму при переході металу з рідкого стану у твердий. Отже, за механізмом утворення зерна металу являють собою, переважно, дендритні кристали, які вирости з одного зародка і мають однакову орієнтацію кристалічної ґратки. В залежності від швидкості охолодження рідкого металу, зерна можуть мати рівновісну (глобулярну) і стовпчасту (витягнуту) форму.

В злитку металу можна розрізнити три зони з різноманітною структурою (рис.2.5). Кристалізація рідкого металу починається на поверхні форми, яка більш холодна і відбувається спочатку, переважно в тонкому шарі сильно переохолодженої рідини, яка дотикається до її поверхні. Внаслідок великої швидкості охолодження це призводить до утворення на поверхні злитка дуже вузької зони 1 порівняно дрібних рівновісних кристалітів. За нею, в глибині злитка, розташована зона 2 подовжених дендритних кристалітів (зона стовпчастих кристалів). Ріст цих кристалітів відбувається в напрямку, протилежному напрямку відведення тепла, тобто перпендикулярно до стінок виливниці. Послідовний ріст дендритів від її стінки забезпечується просуванням у глибину розплаву гілок першого порядку і їхнього розгалуження. У середній частині злитка розташована зона 3 великих рівновісних кристалітів. Утворюється така зона внаслідок ще більшого уповільнення процесу охолодження металу і відсутності певного напрямку з переважним тепловідведенням.

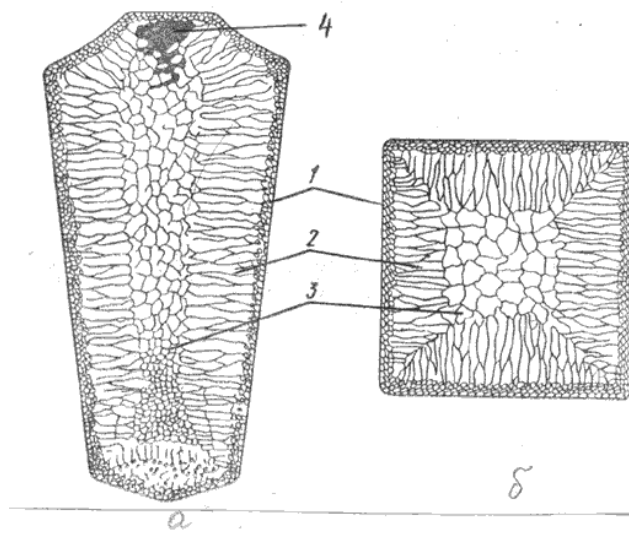


Рис.2.5. Схема будови сталюого злитка: а – позовжній переріз; б – попере-
ний переріз; 1 – зона дрібних рівновісних кристалів; 2 – зона стовпчастих
кристалів; 3 – зона великих рівновісних кристалів; 4 – усадочна раковина.

При сильному перегріванні металу, швидкому охолодженні, високій температурі лиття і спокійному заповненні форми зона подовжених дендритних кристалів може повністю заповнити весь об'єм злитка. При низькій температурі лиття, дуже повільному охолодженні (наприклад, у серединних шарах великих виливків) створюються умови для виникнення зародків кристалів у середній частині злитка. Це призводить до утворення у внутрішній частині виливка структурної зони, яка складається з рівновісних, по-різному орієнтованих дендритних кристалів, розміри яких залежать від ступеня перегріву рідкого металу, швидкості охолодження, наявності домішок тощо. Тугоплавкі частки, які знаходяться в рідкому металі, сприяють розвитку зони дрібних рівновісних кристалів.

Зона стовпчастих кристалів має високу щільність, тому що в ній майже немає газових пухирів і раковин. Проте в місцях стикання стовпчастих кристалів, які ростуть від різних поверхонь, метал має понижено міцність, і при наступній обробці тиском (куванні, прокатуванні тощо) в них можуть виникнути тріщини. Тому для малопластичних металів (зокрема, сталі), розвиток стовпчастих кристалів небажаний. Навпаки, для одержання більш щільного злитка в пластичних металах (наприклад, міді та її сплавів) бажано поширення зони стовпчастих кристалів по всьому обсязі злитків; внаслідок високої пластичності таких сплавів виключається руйнування злитка при обробці тиском. При фасонному литті прагнуть одержати дрібнозернисту рівновісну структуру.

Рідкий метал має більший питомий об'єм, ніж твердий, тому в тій частині злитка, що застигає в останню чергу, утворюється порожнина - усадочна раковина (4), яка оточена найбільш забрудненою частиною металу. В ній також після кристалізації залишаються мікро- і макropори та пухирі.

2.3. Поліморфні перетворення

Багато металів, в залежності від температури, можуть існувати в різних кристалічних формах (модифікаціях). У результаті поліморфного перетворення атоми кристалічного тіла, що мають ґратки одного типу, перебудовуються, утворюючи кристалічні ґратки іншого типу. Поліморфну модифікацію, стійку при низькій температурі, прийнято позначати буквою α , при більш високій - β , потім - γ тощо.

Відомі такі поліморфні перетворення: $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$, $Co_{\alpha} \leftrightarrow Co_{\beta}$, $Ti_{\alpha} \leftrightarrow Ti_{\beta}$, $Sn_{\alpha} \leftrightarrow Sn_{\beta}$, $Mn_{\alpha} \leftrightarrow Mn_{\beta} \leftrightarrow Mn_{\gamma} \leftrightarrow Mn_{\delta}$. Метали *Ca, Li, Na, Cs, Sr, V* і велике число рідкоземельних металів також мають модифікації. Поліморфне перетворення протікає в тому випадку, якщо при даній температурі може існувати метал з іншою кристалічною ґраткою і меншим рівнем вільної енергії. Н рис.2.6. наведена температурна залежність вільних енергій α -Fe, γ -Fe, а на рис.2.7. – крива охолодження чистого заліза. З рис.2.6 видно, що в інтервалі температур 911...1392 °C стійким є γ -залізо (Fe_{γ}) (K12), яке має меншу вільну енергію, ніж α -залізо (Fe_{α}), а при температурах нижче 911 і вище 1392 °C стійким є α -залізо (Fe_{α}) (K8), тому що його вільна енергія менша, ніж γ -залізо (Fe_{γ}).

Перехід чистого металу з однієї поліморфної модифікації в іншу відбувається при постійній температурі (при критичній точці) (рис.2.7) і супроводжується виділенням тепла (якщо перетворення йде при охолодженні) чи його поглинанні (при нагріванні).

Як і при кристалізації з рідкої фази, для того щоб поліморфне перетворення відбувалося, потрібно деяке переохолодження (або перенагрівання) відносно рівноважної температури – для того, щоб виникла різниця вільних енергій між вихідною і новою модифікаціями. В твердому металі, на відміну від рідкого, можна досягнути великих ступенів переохолодження. Поліморфне перетворення за своїм механізмом - кристалізаційний процес і здійснюється шляхом утворення зародків і наступного їхнього зростання. Зародки нової модифікації найчастіше виникають на межах зерна вихідних кристалітів або в зонах з підвищеним рівнем вільної енергії. Кристали, що знову утворюються, закономірно орієнтовані відносно кристалів вихідної модифікації.

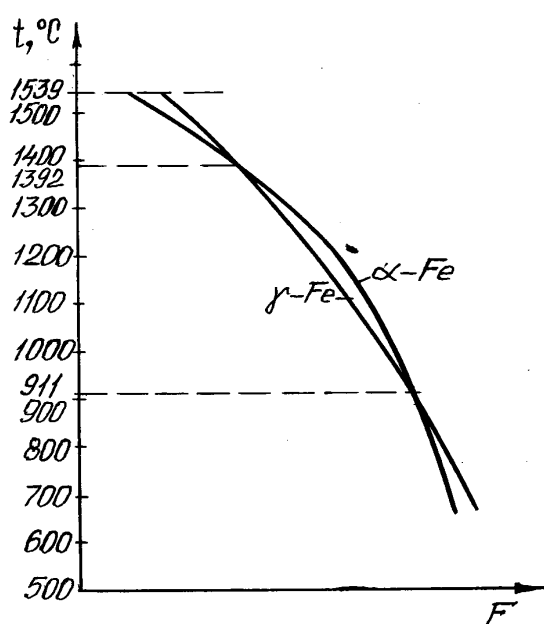


Рис. 2.6. Температурна залежність енергії Гіббса поліморфних модифікацій заліза.

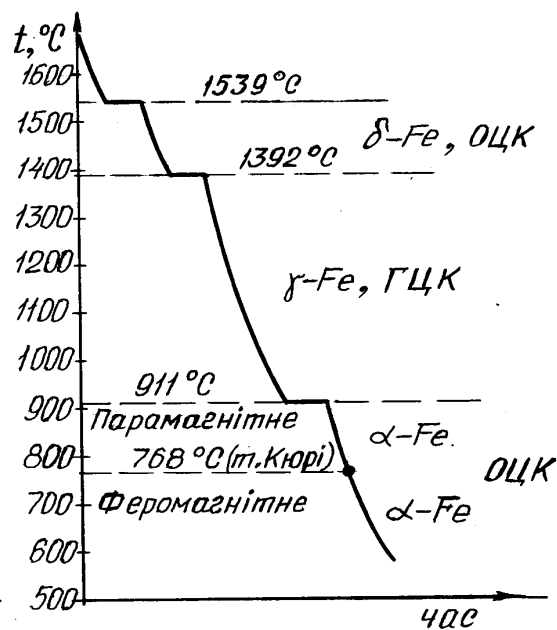


Рис. 2.7. Крива охолодження чистого заліза.

У результаті поліморфного перетворення утворюються нові кристалічні зерна, які мають інший розмір і форму. Тому таке перетворення називають *перекристалізацією*. Якщо нагрівання металу проведено до температури, що трохи перевищує температуру поліморфного перетворення (критичної точки), утворюється дуже дрібне зерно. Це використовують для подрібнення великого зерна, отриманого при кристалізації з рідкого стану чи попереднього нагрівання до високих температур. Поліморфні перетворення відбуваються не тільки в чистих металах, але й у сплавах.

Поліморфне перетворення супроводжується стрибкоподібною зміною властивостей металів і сплавів: питомого об'єму, теплоємності, теплопровідності, електропровідності, магнітних, механічних і хімічних тощо.

Тема 3. ОСНОВИ ТЕОРІЇ СПЛАВІВ

3.1. Основні поняття та визначення. Типи сплавів

Сплавами називаються речовини, які отримують сплавленням двох або декількох металів чи металів і неметалів. Крім сплавлення сплави отримують також спіканням, електролізом тощо.

Роль сплавів у техніці значно важливіша, ніж чистих металів, що пов'язано з більшою різноманітністю властивостей цих речовин.

Речовини, з яких утворюється сплав, називаються *компонентами* сплавів. Компонентами сплаву можуть бути як чисті елементи, так і стійкі хімічні сполуки.

Фазою називається однорідна частина системи, відділена від інших складових (фаз) поверхнею поділу, при переході через яку стрибкоподібно змінюються хімічний склад і властивості. В залежності від фізико-хімічної взаємодії компонентів системи при кристалізації сплавів можуть утворюватися такі основні типи сплавів: тверді розчини, хімічні сполуки, механічні суміші компонентів, що сплавляються.

Тверді розчини. Твердими розчинами називають фази, в яких один із компонентів сплаву зберігає свою кристалічну ґратку, а атоми інших компонентів розміщу-

ються у гратці першого компонента (розчинника), змінюючи її параметри. В залежності від характеру розміщення атому компоненту, що розчиняється, у гратці розчинника розрізняють тверді розчини заміщення і проникнення. При утворенні твердого розчину заміщення атоми компонента, що розчиняється, заміщують частину атомів розчинника в його кристалічній гратці. Тверді розчини заміщення можуть бути як з обмеженою, так і з необмеженою розчинністю.

У твердих розчинах з необмеженою розчинністю можлива будь-яка концентрація розчинної речовини і розчинника. Для цього, згідно дослідженням Юм-Розері, необхідне виконання таких умов:

- 1) ізоморфність (однотипність) кристалічних ґраток компонентів, що сплавляються;
- 2) незначна різниця атомних радіусів компонентів – не більше 8...13%;
- 2) близькість фізико-хімічних властивостей компонентів.

Необмежено розчинюються, наприклад, *Ag* і *Au* ($\Delta R=0,2\%$, ГЦК), *Ni* і *Cu* ($\Delta R=2,7\%$, ГЦК).

Тверді розчини проникнення утворюються шляхом розміщення атомів розчинного компоненту в порах кристалічної ґратки розчинника. Це можливо тільки в тому випадку, коли атоми елемента, що розчиняється, мають невеликий розмір. До таких речовин належать елементи, які розташовані на початку Періодичної системи Д.І.Менделєєва: водень, вуглець, азот тощо ($R_H=0,046$ нм; $R_C=0,077$ нм; $R_N=0,071$ нм).

Хімічні сполуки. Характерними особливостями хімічних сполук є: постійність складу, який може бути виражений формулою хімічної сполуки; наявність нового типу кристалічної ґратки, відмінної від ґраток компонентів, що входять до складу сполуки; різко виражені індивідуальні властивості; постійність температури кристалізації; значний тепловий ефект при утворенні хімічної сполуки.

Хімічні сполуки на основі металів поділяються на дві групи.

Перша група – це сполуки з нормальною валентністю, які утворюють метали з неметалами (*O*, *S*, *Cl* тощо). До таких сполук відносяться оксиди, сульфіді, хлориди. У сплавах ці сполуки присутні у вигляді неметалевих включень.

Друга група – металічні сполуки. З цієї групи найважливішими є фази проникнення та електронні сполуки.

Металічні сполуки можуть бути з металевим, ковалентним та іонним типами міжатомних зв'язків. Вони характеризуються металевим блиском, електропровідністю та, в окремих випадках, надпровідністю. При звичайних температурах вони мають високу твердість і крихкість, але при нагріванні до температур, що складає 0,7...0,8 від температури плавлення, стають дуже пластичними.

До металічних сполук належать також сполуки перехідних металів з вуглецем (карбіди), азотом (нітриди), воднем (гідриди), бором (бориди). Ці сполуки можуть мати як дуже складну, так і просту ґратку типу ГЦК, ГЦУ, рідше - ОЦК. Сполуки з простою ґраткою називають фазами проникнення і до них відносяться сполуки типу MeX , Me_2X , MeX_2 , Me_4X , наприклад, Fe_2N , Fe_4N , WC . Фази проникнення мають велике практичне значення в зв'язку з їх здатністю суттєво підвищувати міцність сплавів.

Електронні сполуки частіше утворюються між одновалентними металами (*Cu*, *Ag*, *Au*, *Li*, *Na*) або металами перехідної групи (*Fe*, *Mn*, *Co* та інші) з одного боку та

простими металами з валентністю від 2 до 5 (*Be, Mg, Zn, Cd, Al* та інші) з другого боку. Сполуки цього типу мають певне співвідношення кількості валентних електронів до кількості атомів, тобто певну електронну концентрацію. Існують електронні сполуки з електронними концентраціями $3/2(1,5)$, $21/13(1,62)$ і $7/4(1,75)$, яким відповідають певні типи кристалічних ґраток. Сполуки з електронною концентрацією $3/2$ мають ОЦК, складну кубічну або гексагональну ґратку і позначається як β -сполуки; з концентрацією $21/13$ – складну ґратку і позначається γ -фазою (*Cu₅Zn₈, Cu₅Cd₈* та ін.); з концентрацією $7/4$ – ГЦУ-ґратку і позначається ε -фазою (*CuZn₃, CuCd₃* та ін.). На відміну від звичайних хімічних сполук з нормальною валентністю електронні сполуки утворюють з компонентами, що входять до їх складу, тверді розчини у широкому інтервалі концентрацій.

Фази Лавеса. Ці фази мають формулу AB_2 і утворюються між компонентами типу А і В при співвідношенні атомних діаметрів $D_A/D_B \cong 1,2$. Фази Лавеса мають ГЦУ (*MgZn₂, MgNi₂*) або ГЦК (*MgCu₂*) ґратку. До фаз Лавеса належать *AgBe₂, CuAl₂, TiBe₂, TiCr₂* та ін. (тип *MgCu₂*) і *BaMg₂, MoBe₂, TiMn₂* та ін. (тип *MgZn₂*).

Механічні суміші. При сплавленні компонентів з великою різницею атомних радіусів і електрохімічних властивостей їх взаємна розчинність дуже мала і тому утворюється при кристалізації механічна суміш кристалів вихідних компонентів. До таких сплавів належать сплави *Pb-Sb, Zn-Sn, Pb-Bi* та ін. Однак слід мати на увазі, що абсолютної відсутності взаємної розчинності компонентів у реальних сплавах не зустрічається.

Системою називають сукупність речовин у твердому, рідкому і газоподібному станах. Системи бувають прості (один компонент) та складні (декілька компонентів).

Важливу роль у металознавстві відіграють діаграми стану. *Діаграма стану* – це графічне зображення фазового та структурного складу сплавів даної системи в залежності від температури і хімічного складу. Знання діаграми стану дозволяє уявити повну картину формування фазового складу будь-якого сплаву даної системи, визначати оптимальну температуру заливання сплаву в ливарну форму для отримання литих деталей, оцінити ливарні властивості та можливість отримання хімічної неоднорідності в литих деталях, зробити висновки про можливість та умови обробки тиском, визначити оптимальні режими термічної обробки сплавів даної системи.

Діаграми стану будують на основі експериментальних досліджень, наприклад, термічного аналізу, який дає можливість визначати *критичні точки*, тобто температури, при яких починаються або закінчуються фазові перетворення будь-якого сплаву. Це можливо тому, що будь-яке фазове перетворення супроводжується зміною певних властивостей або тепловим ефектом. Для визначення критичних точок у твердому стані звичайно застосовують фізичні методи досліджень, коли спостерігають за яким-небудь фізичним параметром, що суттєво змінюється при фазових перетвореннях.

Діаграми стану будують у координатах “температура - хімічний склад”. Положення ліній на діаграмах залежить від швидкості охолодження сплавів. Тому критичні точки визначають експериментально при повільному охолодженні чи нагріванні і тому діаграми називають рівноважними.

Загальні закономірності існування стійких фаз, які відповідають умовам рівноваги, виражаються математично правилом фаз або *законом Гіббса*:

$$c = k - f + 2, \quad (3.1)$$

де c – число ступенів вільності системи; k – число компонентів; f – число фаз; 2 – число зовнішніх факторів (температура і тиск).

Число ступенів вільності системи c – це число зовнішніх (t, P) і внутрішніх (хімічний склад) факторів, які можна змінювати без зміни кількості фаз у системі, що знаходяться у рівновазі.

При застосуванні правила фаз до металічних систем враховують лише один із зовнішніх факторів – температуру, адже в атмосферних умовах тиск залишається постійним. Тому для металічних систем правило фаз має такий вигляд:

$$c = k - f + 1, \quad (3.2)$$

Якщо число ступенів вільностей системи дорівнює нулю (*нонваріантна рівновага*), то неможливо змінювати ні зовнішній, ні внутрішній фактори без зміни числа фаз. Якщо $c = 1$ (*моноваріантна рівновага*), то зміна одного з факторів рівноваги не викличе зміну числа фаз. Якщо $c = 2$ (*біваріантна рівновага*), то можлива зміна обох факторів рівноваги без зміни числа фаз. З правила фаз випливає, що в подвійній системі при постійному тиску неможливе існування одночасно більше трьох фаз.

Діаграми стану багатьох технічних сплавів дуже складні, але у більшості випадків вони можуть бути зведені до кількох простіших діаграм.

3.2. Основні типи діаграм стану подвійних сплавів.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких не розчиняються один в одному в твердому стані та не утворюють хімічних сполук. Діаграма стану таких сплавів наведена на рис.3.1. На цій діаграмі лінії мають такі назви та фізичний зміст. Лінія A_1CB_1 – *лінія ліквідус* – геометричне місце точок (температур) початку кристалізації сплавів даної системи. При цьому по лінії A_1C починається кристалізація чистого компонента A , а по лінії CB_1 – компонента B . Лінія DCE – *лінія солідус* – геометричне місце точок кінця кристалізації. Крім того лінія DCE має назву лінії евтектичного перетворення, суть якого полягає в тому, що рідка фаза, склад якої відповідає точці C діаграми, кристалізується з утворенням одночасно кристалів A і B . Механічна суміш двох видів кристалів, які одночасно кристалізуються із рідкої фази, називається *евтектикою*. Евтектичний сплав має найнижчу температуру кристалізації серед сплавів даної системи. Сплави, які розміщені лівіше точки C , називаються *доевтектичними*. Їх структура складається окремих кристалів компонента A та евтектики. Сплав, який за хімічним складом відповідає точці C діаграми, називається *евтектичним* і його структура повністю складається з евтектики.

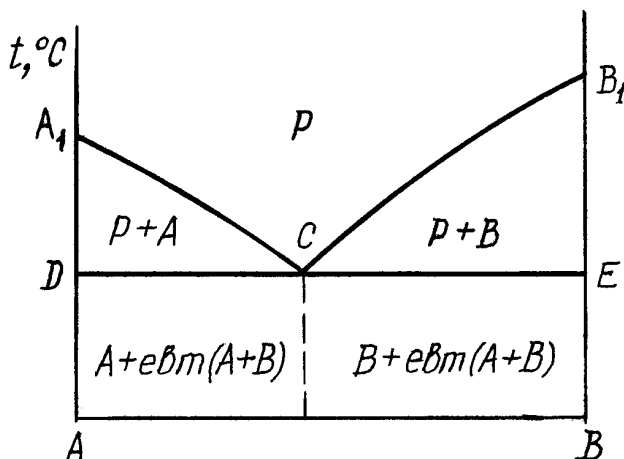


Рис. 3.1. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють механічну суміш чистих компонентів

Сплави, які розміщені правіше точки C діаграми, називаються *заевтектичними*. Їх структура складається із надлишкових окремих кристалів компонента B і евтектики.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких можуть необмежено розчинятися як у рідкому, так і в твердому станах. Така діаграма (рис. 3.2) складається з двох ліній – ліквідус A_1MB_1 і солідус A_1NB_1 . Вище лінії A_1MB_1 усі сплави даної системи знаходяться у рідкому стані. При досягненні при охолодженні лінії A_1MB_1 (точка t_1) починається кристалізація α -твердого розчину складу x_e . При подальшому охолодженні до температури t_2 у рівновазі з рідиною складу x_a будуть знаходитися кристали α складу x_b , а при t_3 склад рідкої фази визначається точкою x_f , а α -твердого розчину - x_c . При повільному охолодженні внаслідок протікання дифузійних процесів хімічний склад вирівнюється і всі кристали в кінцевому підсумку будуть мати однаковий склад x_c . Але, якщо процес кристалізації відбувається в умовах прискореного охолодження, що звичайно має місце при отриманні литих деталей і злитків, дифузійне вирівнювання складу не встигає відбутися, внаслідок чого отримується неоднорідний склад не тільки в різних кристалах, але й у межах одного кристала. Явище неоднорідності хімічного складу у межах окремого кристала називається *мікроліквацією*. Має місце також різниця в складах у різних зонах злитка. Це явище має назву *макроліквації*.

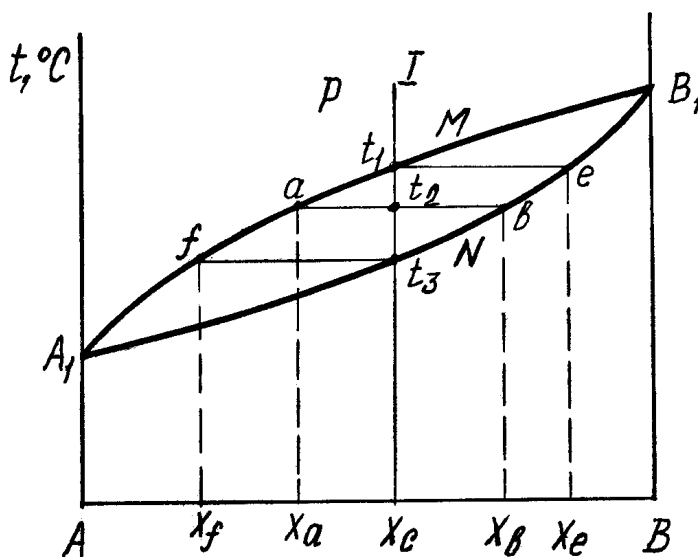


Рис. 3.2. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють необмежений твердий розчин

Ліквація, найчастіше, є негативним явищем, особливо, коли це стосується шкідливих домішок.

За діаграмою стану можна прослідкувати за фазовими перетвореннями будь-якого сплаву та визначити склад і кількісне співвідношення фаз у будь-якій точці двофазної області. Це здійснюється за допомогою двох простих правил.

1. *Правило визначення складу фаз (правило концентрацій).* Для визначення концентрації компонентів у двох фазах через задану точку t_2 (рис.3.2), яка характеризує стан сплаву, необхідно провести горизонтальну лінію (коноду) до її перетину з лініями

ми діаграми, які обмежують область, де знаходиться точка. Проекції точок перетину (a і b) на вісь концентрацій (x_a , x_b) визначають склад фаз. Зокрема, для сплаву I в точці t_2 (рис. 3.2) склад рідкої фази визначається координатою x_a , а склад α -твердого розчину – x_b .

2. *Правило визначення кількісного співвідношення фаз (правило відрізків або правило важеля).* Для визначення кількісного співвідношення фаз через задану точку t_2 проводять горизонтальну лінію. Відрізки цієї лінії (коноди) між точкою t_2 та точками a і b , які визначають склад фаз, (рис.3.2) обернено пропорційні кількостям цих фаз, тобто математично це можливо записати таким чином:

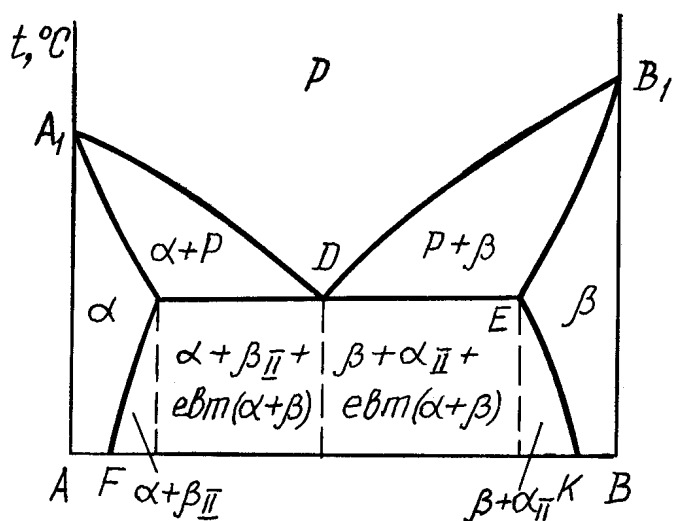
$$Q_p/Q_\alpha = bt_2/at_2, \quad (3.3)$$

де Q_p , Q_α - кількість відповідно рідкої фази та α - твердого розчину; bt_2 , at_2 – довжина відрізків коноди.

Ці правила виконуються у будь-якій точці, якщо вона знаходиться у двофазній області діаграми стану та не мають сенсу, якщо вона розташована в однофазній області.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких обмежено розчинюються у твердому стані та утворюють евтектику. Діаграма стану таких сплавів (рис. 3.3) має риси як діаграми першого типу, так і діаграми другого типу. На відміну від діаграми першого типу в даній системі кристали чистих компонентів A і B в процесі кристалізації не утворюються, а утворюються кристали обмежених твердих розчинів α і β : α - це розчин компонента B в A , а β - компонента A в B . Тому по лінії A_1D починається утворення α -твердого розчину, а по лінії DB_1 - β -твердого розчину, тобто лінія A_1DB_1 – це лінія ліквідус. Лінія A_1CDEB_1 – це лінія солідус. По лінії A_1C закінчується процес кристалізації α -твердого розчину, а по лінії EB_1 - β -твердого розчину. Лінія CDE – це лінія евтектичного перетворення, суть якого полягає в утворенні із рідкого сплаву евтектичного складу одночасно суміші кристалів α і β - евтектики:

$$P_D \rightarrow \text{евтектика } (\alpha + \beta) \quad (3.4)$$



Лінії CF і EK – це лінії граничної концентрації, відповідно, компонента B в α -твердому розчині та A в β -твердому розчині. По лінії CF при зниженні температури із α -твердого розчину починається виділення надлишкового компонента B у вигляді β -фази (вторинні кристали), а по лінії EK – надлишкового компонента A у вигляді α -фази (вторинні кристали) із β -твердого розчину.

Рис.3.3. Діаграма стану сплавів, компонента яких утворюють обмежені тверді розчини

Сплави даної системи також поділяються на доєвтектичні, евтектичні та заєвтектичні (аналогічно сплавам діаграми стану першого типу).

Діаграма стану сплавів, компоненти яких обмежено розчинюються у твердому стані та зазнають перитектичного перетворення. Діаграму такого типу наведено на рис. 3.4. Лінія A_1CB_1 – лінія ліквідус. По лінії A_1C починається кристалізація α -твердого розчину, по лінії CB_1 – β -твердого розчину. Лінія A_1EFB_1 – лінія солідус. По лінії A_1E закінчується процес кристалізації α -фази, а по лінії FB_1 – β -фази. Лінія CEF – це лінія перитектичного перетворення:



Якщо сплав за складом відповідає точці E діаграми, то після перитектичного перетворення залишається тільки одна фаза – α -твердий розчин. У доперитектичних (від C до E) і заперитектичних (від E до F) сплавах після протікання перитектичної реакції залишається частина другої (надлишкової) фази: у доперитектичних – рідка фаза, а у заперитектичних – β -твердий розчин, тобто процеси, які відбуваються по лінії CEF можна записати таким чином:

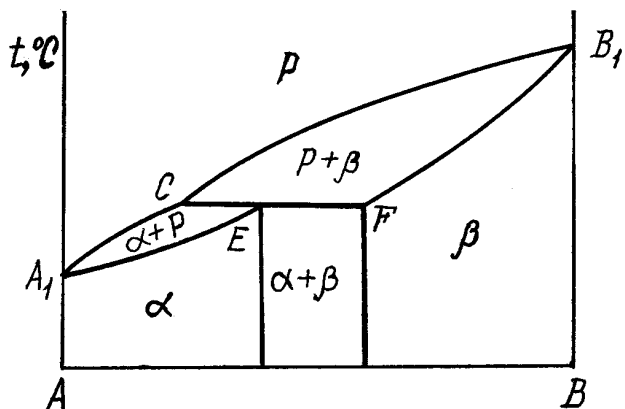


Рис.3.4. Діаграма стану з перитектичним перетворенням

доперитектичні сплави – $P_C + \beta_F \rightarrow \alpha_E + P_C^{\text{зал.}}$
заперитектичні сплави – $P_C + \beta_F \rightarrow \alpha_E + \beta_F^{\text{зал.}}$ (3.7)

Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють стійку хімічну сполуку. Діаграму стану такого типу наведено на рис. 3.5. Хімічну сполуку A_mB_n , яку утворюють компоненти A і B , можна розглядати як новий, третій компонент, що поділяє діаграму стану $A-B$ на дві діаграми першого типу – $A-A_mB_n$ і A_mB_n-B .

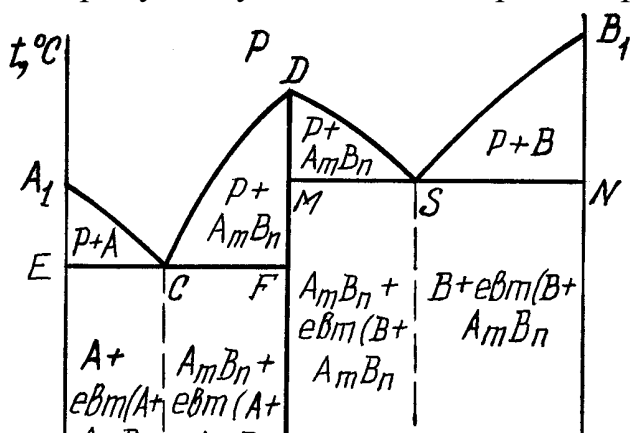
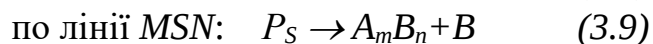
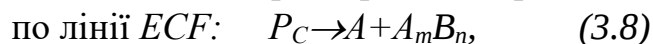


Рис. 3.5. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють стійку хімічну сполуку

Для першої з них лінія A_1CD – це лінія ліквідус, лінія ECF – лінія солідус, а для другої діаграми лінія DSB_1 – лінія ліквідус, лінія MSN – лінія солідус. По лінії A_1C починається кристалізація компонента A , по лінії SB_1 – компонента B , а по лініях CD і DS – хімічної сполуки A_mB_n . По лініях ECF і MSN відбувається евтектичне перетворення, зокрема,



3.3. Зв'язок між типом діаграми стану, складом і властивостями сплавів

Користуючись діаграмами стану, можна визначити перетворення, які відбуваються у сплавах даної системи в залежності від температури і хімічного складу, фази та структурні складові, які при цьому утворюються. Оскільки фазовий та структурний склад сплавів обумовлює їх фізико-механічні й експлуатаційні властивості, то за діаграмою стану можна прогнозувати характер зміни властивостей від хімічного складу сплаву. На рис. 3.6 наведено залежність між хімічним складом і властивостями сплавів для різних типів діаграм стану (*правило М.С.Курнакова*).

Знаючи діаграму стану, можна також визначити технологічні властивості: спроможність до деформації чи обробки різанням, ливарні властивості тощо. Велика віддаля між лініями ліквідус і солідус на діаграмі стану показує на схильність сплаву до ліквідації по густині, утворення усадкових раковин і стовпчастої структури, можливості тріщин у виливках. Кращі ливарні властивості мають двофазні сплави, особливо евтектичного складу, які мають найменшу температуру плавлення. А ось деформаціям краще піддаються однофазні сплави – тверді розчини. Тісно пов'язана з типом діаграми стану і оброблюваність сплавів різанням. Двофазні сплави, якщо у них немає дуже твердих фаз, краще піддаються різанню. А однофазні сплави стійкіші до корозії.

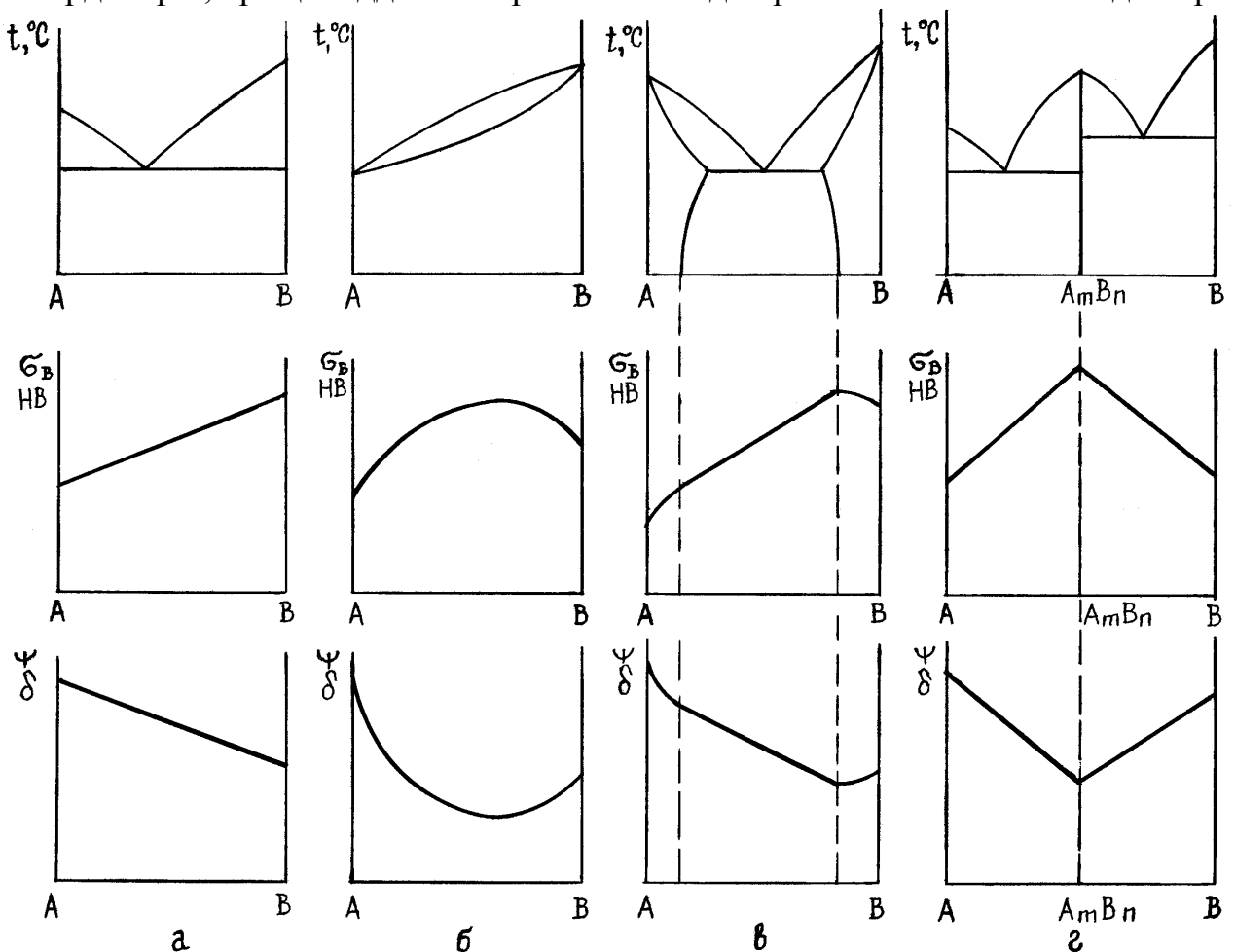


Рис. 3.6. Залежність між типом діаграми стану, хімічним складом і властивостями сплавів

Тема 4. ЗАЛІЗО ТА ЙОГО СПЛАВИ

4.1. Діаграма стану залізо-вуглець. Компоненти і фази залізовуглецевих сплавів

Залізовуглецеві сплави (сталі та чавуни) – це найважливіші металеві сплави сучасної техніки. За обсягом виробництва сталі та чавуну перевищує виробництво кольорових металів і сплавів понад 10 разів. Тому вивчення діаграми стану залізо-вуглець, яка дає основне уявлення про будову залізовуглецевих сплавів, дуже важливо.

Вивчення та побудова діаграми стану залізо-вуглець було започатковано в 1868 році Д.К.Черновим, який виявив існування в сталях критичних точок і їх залежність від вмісту в сталях вуглецю.

Діаграма стану “залізо - вуглець” наведена на рис 4.1. Існують дві діаграми фазової рівноваги – стабільна та метастабільна. У стабільній діаграмі другим компонентом є графіт, а у метастабільній – цементит. Частина точок і ліній стабільної діаграми мають координати, які відрізняються від аналогічних ліній і точок метастабільної діаграми. Ці лінії нанесені штрихами, а точки – літерами зі штрихом. Метастабільна діаграма визначає фазовий і структурний склад сталей і білих чавунів, а стабільна – сірих чавунів. Координати характерних точок діаграми стану $Fe-C$ наведені у табл.4.1.

Основними компонентами залізовуглецевих сплавів є залізо і вуглець.

Залізо – це сріблясто-сірий метал з атомним номером 26, атомним радіусом 0,127нм, атомною масою 55,85, густиною 7,86 г/см³ та температурою плавлення 1539±5⁰С. Залізо - поліморфний метал. В інтервалі температур 1539...1392⁰С існує δ -залізо з ОЦК-граткою і періодом 0,293 нм, в інтервалі температур 1392...911⁰С – γ -залізо з ГЦК-граткою і періодом 0,364нм, а при температурах, нижчих за 911⁰С – α -залізо з ОЦК-граткою з періодом 0,286нм. При температурі 768⁰С (точка Кюрі) залізо зазнає магнітне перетворення - нижче цієї температури залізо феромагнітно, а вище – парамагнітно. Технічно чисте залізо має такі механічні властивості: $\sigma_s=250$ МПа; $\sigma_m = 120$ МПа; 80НВ; $\delta = 50\%$ і $\Psi = 85\%$.

Вуглець – це неметалевий елемент з атомним номером 6, атомним радіусом 0,077нм, атомною масою 12,011 густиною 2,5 г/см³ та температурою плавлення 3500⁰С. Вуглець існує в двох модифікаціях: графіт і алмаз. У звичайних умовах він знаходиться у вигляді графіту, але може існувати і у вигляді метастабільного алмазу. Графіт має гексагональну шарувату гратку, де відстань між шарами становить 0,34 нм, а між атомами у шарі – 0,14 нм. Завдяки шаруватості міцність графіту невелика - $\sigma_s=20$ МПа (при 20⁰С). Алмаз має складну кубічну гратку з періодом 0,1545 нм, у якому діють надзвичайно сильні ковалентні міжатомні зв'язки, що обумовлює високу твердість алмазу.

Вуглець розчиняється у залізі в рідкому та твердому станах, а також утворює з залізом хімічну сполуку Fe_3C (цементит), а у високовуглецевих сплавах може існувати і у вигляді графіту.

Основними фазами, які утворюються в залізовуглецевих сплавах, є необмежений рідкий розчин вуглецю в залізі (Р), ферит (Ф), аустеніт (А), цементит (Ц) і графіт (Г).

Ферит – це твердий розчин проникнення вуглецю в α - або δ -залізі. Максимальна розчинність вуглецю в δ -залізі становить 0,1% при 1499⁰С (т.Н), в α -залізі – 0,02% при 727⁰С (т.Р), а при кімнатній температурі вона зменшується до 0,006%. Така низька розчинність вуглецю в $Fe_{\alpha}(Fe_{\delta})$ обумовлена малими розмірами пор в ОЦК гратці. Ферит – м'яка, пластична фаза з такими механічними властивостями: - $\sigma_B=250$ МПа; $\sigma_T=120$ МПа; $\delta=50\%$ і $\Psi=80\%$; $KCU=2,5$ МДж/м²; 80...90НВ. Області існування на діаграмі Fe-Fe₃C: чистого δ -фериту – АНН, α -фериту – GРQ.

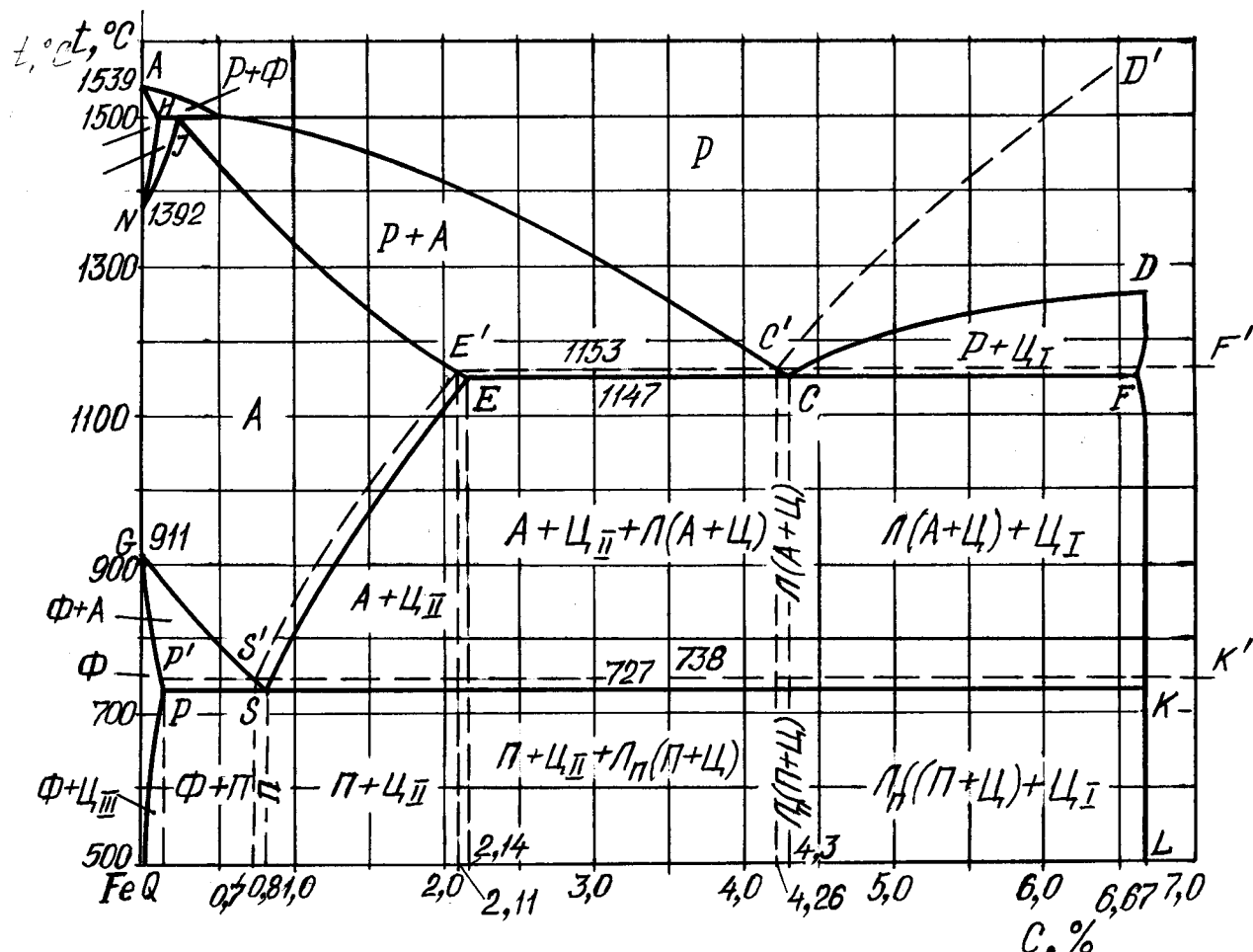


Рис.4.1. Діаграма стану “залізо – вуглець”

Таблиця 4.1.

Характерні точки діаграми стану залізо-вуглець

Метастабільна рівновага			Стабільна рівновага		
Позначення точки	t, °C	C, %	Позначення точки	t, °C	C, %
A	1539	0,00	A	1539	0,00
B	1499	0,50	B	1499	0,50
C	1147	4,30	C'	1153	4,26
D	~1260	6,67	N	1392	0,00
N	1392	0,00	H	1499	0,10
H	1499	0,10	J	1499	0,16
J	1499	0,16	E'	1153	2,11
E	1147	2,14	G	911	0,00

F	1147	6,67	S'	738	0,70
G	911	0,00	P'	738	0,02
P	727	0,02	Q	20	0,006
S	727	0,80			
K	727	6,67			
Q	20	0,006			

Аустеніт – це твердий розчин проникнення вуглецю в γ – залізі. Максимальна розчинність вуглецю в γ – залізі значно вище, ніж у Fe_α і становить 2,14% при 1147⁰С, що пов'язано з більшими розмірами пор в ГЦК гратці. При зниженні температури розчинність вуглецю в γ – залізі зменшується і при температурі 727⁰С становить 0,8%. Аустеніт більш тверда (170...200НВ) і міцна ($\sigma_b = 500...800$ МПа), ніж ферит, але дуже пластична фаза. Область існування чистого аустеніту на діаграмі Fe-Fe₃C-NJESG.

Цементит – це хімічна сполука заліза з вуглецем, карбід заліза Fe₃C. Температура плавлення приблизно 1260⁰С. Труднощі з визначенням цієї температури пов'язані з нестійкістю цементиту при нагріванні, тобто його розпадом з утворенням аустеніту і графіту. Цементит при температурах нижче 210⁰С має слабкі феромагнітні властивості, а при цій температурі (при нагріванні) втрачає феромагнетизм. Цементит має складну орторомбічну гратку, в елементарній комірці якої розміщені 12 атомів заліза і 4 атома вуглецю. Цементит має високу твердість (~800НВ) і крихкість. На діаграмі стану Fe-Fe₃C цементиту відповідає вертикальна лінія DFKL.

Графіт – це вуглець, який виділяється у високовуглецевих сплавах у вільному стані при повільному охолодженні (за стабільною діаграмою стану “залізо – графіт”).

4.2. Процеси, що відбуваються при температурах, які відповідають лініям діаграми стану “залізо – цементит”

На діаграмі Fe-Fe₃C точка A (рис.4.1.) відповідає температурі плавлення чистого заліза (1539⁰С), точка N (1392⁰С) - температурі поліморфного $Fe_\delta \leftrightarrow Fe_\gamma$ -перетворення, G (911⁰С) - поліморфного $Fe_\gamma \leftrightarrow Fe_\alpha$ -перетворення, D (1260⁰С) - температурі плавлення цементиту. Точки H і P характеризують граничну концентрацію вуглецю відповідно у високо - та низькотемпературному фериті, а точка E - в аустеніті.

Перетворення в залізівуглецевих сплавах відбуваються як при твердінні рідкої фази (первинна кристалізація), так і в твердому стані (вторинна кристалізація). Первинна кристалізація відбувається в інтервалі температур між лініями ліквідус (ABCD) і солідус (AHJECF). Вторинна кристалізація пов'язана з поліморфним перетворенням заліза і змінною розчинністю вуглецю в γ - та α -залізі.

Лінії діаграми стану залізо-цементит мають такі позначення та фізичний зміст.

Лінія ABCD - лінія ліквідус - визначає температуру, при якій починається процес первинної кристалізації із рідкого сплаву, при цьому лінія AB показує температуру початку кристалізації δ -фериту, BC - аустеніту, CD - цементиту первинного (Π_1).

Лінія AHJECF - лінія солідус - визначає температуру, при якій закінчується процес первинної кристалізації, при цьому лінія AH показує температуру кінця кристалізації δ -фериту, JE - аустеніту. Лінія HJB - це лінія перитектичного перетворення, суть

якого полягає в тому, що δ -ферит, який утворився до цієї температури, реагує з рідким сплавом, що залишився, утворюючи при цьому аустеніт: $P_B + \Phi_H \rightarrow A_I$.

Якщо сплав містить 0,16%С, то рідка фаза і δ -ферит повністю витрачаються і після закінчення перитектичного перетворення залишається тільки аустеніт, а якщо сплав містить понад 0,1 і до 0,16 чи понад 0,16 і до 0,5%С, то в надлишку залишається відповідно δ -ферит чи рідка фаза, тобто фазовий склад при завершенні перитектичного перетворення сплавів, що містять від 0,1 до 0,16%С, - δ -ферит + аустеніт, а сплавів з вмістом вуглецю від 0,16 до 0,5% - аустеніт + рідка фаза.

Лінія ECF - це лінія евтектичного перетворення, суть якого полягає в тому, що рідка фаза, що містить 4,3%С, кристалізується з утворенням механічної суміші кристалів аустеніту, що містить 2,14%С, і цементиту:



Евтектична суміш аустеніту і цементиту називається *ледебуритом*. Ледебурит містить 4,3%С, має високу твердість ($> 600HB$) і крихкість. Тому присутність ледебуриту в структурі сплавів, що містять 2,14...6,67%С, обумовлює їх нездатність до обробки тиском і утруднює обробку різанням.

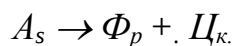
Лінія NH - це лінія, яка відповідає температурі початку поліморфного ($\delta \rightarrow A$) - перетворення, а лінія NJ - кінця цього процесу.

Лінія GS - це лінія, яка відповідає температурі початку поліморфного ($A \rightarrow \alpha\text{-}\Phi$) - перетворення, а лінія GP - кінця цього процесу.

Лінія ES - це лінія максимальної розчинності вуглецю в γ -залізі в залежності від температури, лінія, що відповідає температурі початку виділення надлишкового вуглецю з аустеніту внаслідок зменшення його розчинності в γ -залізі при зниженні температури від 2,14% при 1147°C до 0,8% при 727°C, у вигляді цементиту, який називають вторинним (Π_{II}).

Лінія PQ - це лінія максимальної розчинності вуглецю в α -залізі, лінія, яка відповідає температурі початку виділення надлишкового вуглецю з α -фериту у вигляді третинного цементиту (Π_{III}). Надлишок вуглецю в α -фериті з'являється при охолодженні внаслідок зменшення розчинності вуглецю в α -залізі при зниженні температури з 0,02% при 727°C до 0,006% при 20°C.

Лінія PSK - це лінія евтектоїдного перетворення, суть якого полягає у перетворенні аустеніту, що містить 0,8%С, на суміш двох інших твердих фаз: α -фериту з вмістом 0,02%С і цементиту:



Ця евтектоїдна суміш фериту і цементиту отримала назву *перліт*. Назва структури пов'язана з тим, що під мікроскопом на травленому мікрошліфі вона має перламутровий перелив. Перліт містить 0,8%С, найчастіше має пластинчасту будову і є відносно міцною структурною складовою: $\sigma_s=800...900\text{МПа}$; $\sigma_{0,2}= 450\text{МПа}$; $\delta \leq 16\%$; $\sim 200HB$.

Евтектоїдне перетворення відбувається також і з аустенітом ледебуриту. Тому ледебурит при температурах нижче 727°C складається з перліту і цементиту і іноді такий ледебурит називають перетвореним (Π_{II}).

Виходячи з процесів, що відбуваються при температурах, що відповідають лініям діаграми стану залізо-цементит, усі залізовуглецеві сплави можна поділити на дві групи:

1) сплави, що містять до 2,14%С і які в результаті первинної кристалізації отримують пластичну аустенітну структуру;

2) сплави, що містять понад 2,14%С і які після первинної кристалізації отримують тверду і крихку ледебуритну структуру з надлишковими аустенітом чи цементитом або без них.

Ця різниця у структурі після первинної кристалізації обумовлює суттєву відмінність у технологічних і механічних властивостях цих двох груп сплавів. Перша група сплавів має достатньо високу пластичність, що дає змогу виготовляти деталі з них пластичним деформуванням. У другій групі сплавів наявність у структурі евтектики (ледебуриту) робить їх нековкими, але вони мають низьку температуру плавлення і їх використовують як ливарний матеріал.

Залізовуглецеві сплави, що містять до 2,14%С, називають сталями, а понад 2,14%С - чавунами.

4.3.Вуглецеві сталі. Класифікація, маркування та призначення

Основною продукцією чорної металургії є сталь, при цьому приблизно 90% виготовляється вуглецевої сталі і 10% - легованої. Таким чином, основним металевим матеріалом промисловості є вуглецева сталь.

Вуглецева сталь - це сплав заліза з вуглецем та іншими постійними домішками, який містить до 2,14%С, тобто до складу сталі входять, крім заліза, вуглець і постійні домішки.

Вуглець - обов'язковий компонент сталей, який сильно впливає на властивості сталі. Зі збільшенням вмісту вуглецю змінюється структура сталі: при вмісті 0,8%С вона складається тільки з перліту; менше 0,8%С - з фериту і перліту; понад 0,8%С - з перліту і цементиту вторинного. Відповідно зі зміною структури змінюються властивості сталі. Збільшення вмісту вуглецю в сталі призводить до підвищення її міцності, твердості та зниження пластичності і в'язкості (рис.4.2). Такий вплив вуглецю на властивості сталі пояснюється гальмуванням цементитними включеннями руху дислокацій у фериті, а при збільшенні вмісту вуглецю в сталі збільшується кількість цементиту і, відповідно, підвищується його гальмівна роль. Однак границя міцності зростає до вмісту вуглецю 0,8...0,9%, а далі починає знижуватися. Це зниження міцності заевтектоїдних сталей є наслідком утворення цементитного прошарку навколо зерен перліту і підвищення крихкості сталі.

Ударна в'язкість сталі сильно залежить від кількості в ній фериту. При підвищенні вмісту вуглецю до 0,6% кількість фериту різко зменшується, що призводить до падіння ударної в'язкості нижче допустимого рівня для конструкційної сталі (0,3...0,4 МДж/м²). Саме тому умовна межа між конструкційними та інструментальними сталями за вмістом вуглецю становить 0,65%.

Вуглець впливає також на фізичні властивості сталі: зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі знижуються її густина, теплопровідність, залишкова індукція, магнітна проникність, росте електричний опір і коерцитивна сила.

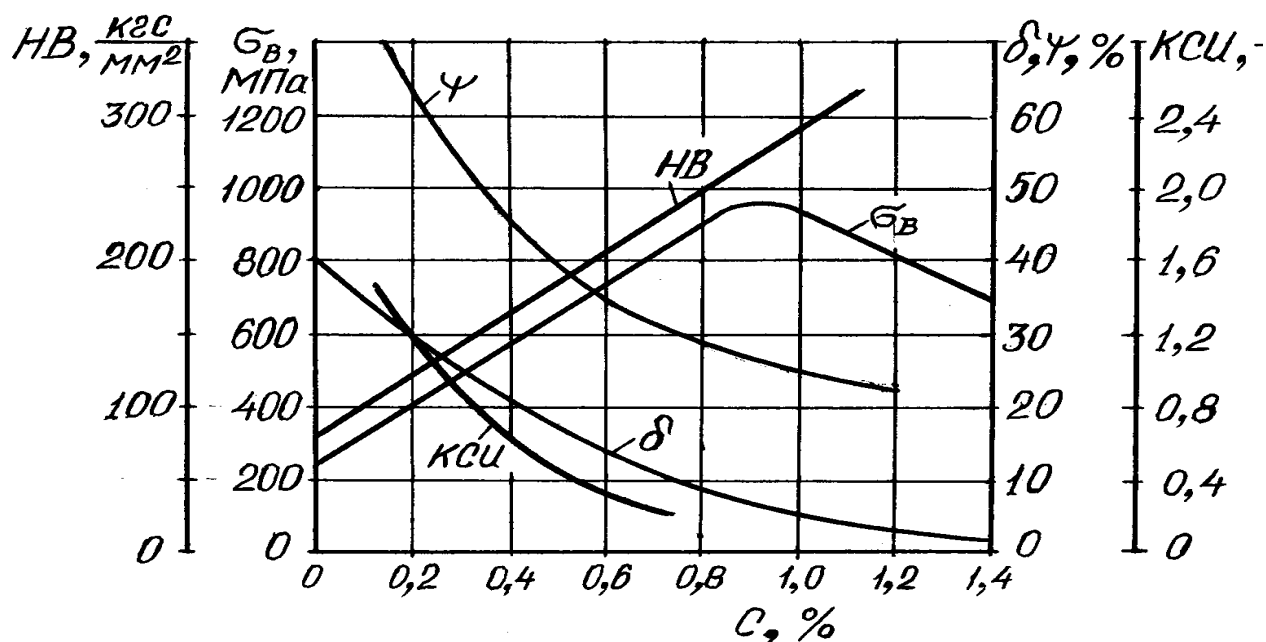


Рис.4.2. Вплив вуглецю на механічні властивості сталі.

4.3.1. Вплив постійних домішок на властивості сталі

Постійними домішками в сталі є кремній ($\leq 0,37\%$), марганець ($\leq 0,8\%$), сірка ($\leq 0,05\%$), фосфор ($\leq 0,04\%$).

Марганець і кремній вводять у сталь для розкислення при її виплавлення.

Кремній сильно підвищує границю текучості σ_m і знижує пластичність сталі. Тому в сталях, які призначені для холодного штампування і глибокої витяжки концентрацію кремнію обмежують на рівні $0,17\%$, а інколи навіть $0,07\%$.

Марганець помітно підвищує міцність сталі, практично не знижуючи пластичність і прогартовуваність, зменшує червоноламкість, що викликається впливом сірки.

Сірка є шкідливою домішкою в сталі. Вона потрапляє в сталь з руди чи палива. Із залізом сірка утворює хімічну сполуку FeS , яка практично не розчиняється у фериті, а створює легкоплавку евтектику з температурою плавлення $988^\circ C$. Ця евтектика переважно розташовується по межах зерен. Під час гарячого деформування (прокатування, кування) з температурою процесу $1000 \dots 1200^\circ C$ евтектика розплавляється, порушується зв'язок між зернами металу, внаслідок чого в місцях розташування евтектики виникають надриви і тріщини. Це явище має назву "червоноламкість". При наявності марганцю в сталі замість FeS утворюється сульфід марганцю MnS з температурою плавлення $1620^\circ C$, завдяки чому усувається явище червоноламкості.

Сірчисті включення знижують ударну в'язкість (KCU) і пластичність (δ, ψ), а також границю витривалості (σ_R). Сірка, крім того, погіршує зварюваність і корозійну

стійкість. Тому вміст сірки обмежують: у сталях звичайної якості – до 0,05%, якісних – до 0,04%, високоякісних – до 0,025%.

Фосфор є також шкідливою домішкою. Він розчиняється у фериті і при цьому сильно спотворює кристалічну ґратку заліза, внаслідок чого підвищуються границі міцності та текучості, але знижуються пластичність і в'язкість сталі. Фосфор підвищує поріг холодноламкості, тобто температуру переходу сталі у крихкий стан. Шкідливий вплив фосфору посилюється внаслідок великої схильності його до ліквації. Тому кількість фосфору в сталях також обмежують: у сталях звичайної якості – до 0,04%, в якісних – до 0,035%, а високоякісних – до 0,025%.

4.3.2. Класифікація та маркування вуглецевих сталей

Вуглецеві сталі класифікують за кількома ознаками: за рівноважною структурою, за хімічним складом, за ступенем розкислення, за якістю та за призначенням.

За рівноважною структурою вуглецеві сталі поділяються на три групи:

- доєвтектоїдні – сталі, які містять від 0,02 до 0,8%С, структура яких складається з фериту і перліту;
- евтектоїдні – сталі, які містять 0,8%С, структура яких складається з перліту;
- заєвтектоїдні – сталі, які містять понад 0,8 до 2,14%С, структура яких складається з перліту і цементиту вторинного.

Сплави заліза з вуглецем, які містять до 0,02%С називають технічним залізом. Структура таких сплавів складається в основному з фериту.

Мікроструктури доєвтектоїдної, евтектоїдної, заєвтектоїдної сталей і технічного заліза наведені на рис.4.3

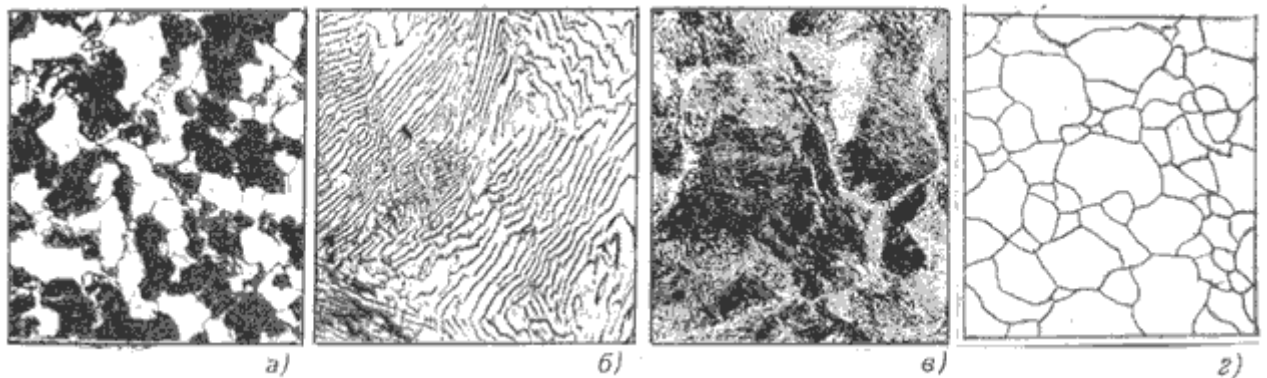


Рис.4.3. Мікроструктури доєвтектоїдної (а), евтектоїдної (б), заєвтектоїдної (в) сталей і технічно чистого заліза (г).

За хімічним складом (вмістом вуглецю) вуглецеві сталі поділяють на низьковуглецеві (<0,3%С), середньовуглецеві (0,3...0,6%С) та високовуглецеві (>0,6%С).

За ступенем розкислення сталі поділяють на киплячі ($\leq 0,07\%Si$), напівспокійні ($0,07 < Si < 0,17\%$) та спокійні ($0,17 < Si < 0,37\%$). Киплячу сталь позначають літерами “кп” наприкінці марки сталі, наприклад: Ст3кп, 05кп; напівспокійну сталь – літерами “нс”, наприклад: Ст3нс, 08нс; спокійну сталь у більшості випадків літерами не позначають за виключенням сталей звичайної якості, які позначають літерами “сп”, наприклад Ст3сп.

Якість сталі визначається в першу чергу кількістю шкідливих домішок – сірки та фосфору. Тому в основу класифікації за якістю покладено вміст в сталі P і S. За цією ознакою вуглецеві сталі поділяють на сталі звичайної якості ($S \leq 0,05\%$, $P \leq 0,04\%$), якісні ($S \leq 0,04\%$, $P \leq 0,035 \dots 0,04\%$) та високоякісні ($S \leq 0,02\%$, $P \leq 0,03\%$).

За призначенням вуглецеві сталі поділяють на конструкційні (для деталей машин і будівельних конструкцій) та інструментальні.

Конструкційні сталі повинні поєднувати достатню міцність і в'язкість. Таким вимогам відповідають доєвтектоїдні сталі.

Конструкційні сталі за технологічною ознакою поділяються на ливарні та на сталі, що деформуються. Сталі, що деформуються, в свою чергу поділяються, в залежності від вмісту шкідливих домішок, на звичайної якості, якісні та автоматні.

Сталі звичайної якості, відповідно до ГОСТ 380-88, маркують літерами “Ст” і цифрами, які вказують номер марки, а наприкінці марки ставлять, в залежності від ступеня розкислення, літери “кп”, “нс” або “сп”. Із сталей цієї групи виготовляють гарячекатаний прокат (балки, прутки, швелери листи, труби), застосовують для будівельних конструкцій та маловідповідальних деталей машин.

Вуглецеві якісні сталі, відповідно до ГОСТ 1050-88, маркують двозначним числом, що вказує середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка. Ступінь розкислення позначається літерами “кп”, “нс”, які ставляться після числа. В спокійних сталях літери “сп” не ставлять. Наприклад, 05кп, 08кп, 10, 15, ...35, 40, ...85.

Сталі марок 05, 08, 10 після відпалювання добре штамнуються в холодному стані. Низьковуглецеві сталі марок 15, 20, 25 належать до тих, що цементуються. Середньовуглецеві сталі 30, 35, 40, 45 і 50 належать до сталей, що поліпшуються. З таких сталей виготовляють вали, шатуни, шестерні та інші деталі. Високівуглецеві сталі марок 60, 65, 70, 75, 80 і 85 використовують для пружин, ресор, тросів. Із сталі 60 виготовляють суцільнокатані колеса, валки прокатних станів.

Автоматні сталі (ГОСТ 1414-75) мають підвищену оброблюваність різанням, що забезпечується підвищеним вмістом сірки (до 0,25%) і фосфору (до 0,15%). Маркують літерою “А” і числом, яке вказує середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка: А12, А20, А30 і А35. Оброблюваність різанням поліпшується також введенням у вуглецеву сталь свинцю у кількості 0,15...0,30%. При маркуванні таких сталей після літери “А” ставлять літеру “С”: АС14, АС40.

Автоматні сталі мають понижені механічні властивості, тому їх використовують тільки для малонавантажених деталей.

Ливарні сталі (ГОСТ 977-88) маркують числом, що вказує вміст вуглецю в сотих частках відсотка, та літерою “Л” в кінці марки, наприклад 15Л, 20Л, 25Л тощо. Ливарні сталі використовують для деталей арматури, великих шестерень, валків та інших деталей.

Інструментальні вуглецеві сталі за якістю поділяються на якісні та високоякісні. Відповідно до ГОСТ 1435-74 якісні інструментальні сталі маркують літерою “У” і числом, що вказує середній вміст вуглецю в десятих частках відсотка: У7, У8, У9,..., У13. У марках високоякісних інструментальних сталей в кінці марки ставлять літеру “А”, наприклад, У7А, У8А... У13А.

Інструментальні сталі з відносно низьким вмістом вуглецю (У7, У8) мають високу в'язкість і використовуються для виготовлення зубил, молотків, кернерів, викруток, штампів тощо. Заевтектоїдні сталі (У9...У13) застосовують для інструментів, що потребують високої твердості та не дуже високої в'язкості: мітчиків, сверدل, напилків, ножівок, вимірювальних інструментів. Недоліками вуглецевих інструментальних сталей є їх незначна прогартовуваність і низька теплостійкість (до 200⁰С).

4.4.Чавуни. Класифікація і маркування

Чавунами називають залізовуглецеві сплави, що містять від 2,14 до 6,67%С, тобто чавуни відрізняються від сталей більш високим вмістом вуглецю і структурою. Тому вони мають інші, порівняно зі сталями, технологічні характеристики – кращі ливарні властивості і низьку здатність до пластичного деформування.

Вуглець у чавунах може бути в двох станах: у хімічно зв'язаному (цементит або інші карбіди) та у вільному (графітні включення).

Чавуни, в яких майже весь вуглець знаходиться у хімічно зв'язаному стані, називають білими. Таку назву вони отримали за видом злому, який має матово-білий колір. Фазовий склад білих чавунів при нормальній температурі-цементит і ферит. Білі чавуни мають високу твердість (450...550НВ) і крихкість, практично не піддаються обробці різальним інструментом. Білі чавуни за хімічним складом (вмістом вуглецю) і за структурою поділяються на доевтектичні, евтектичні та заевтектичні.

Доевтектичні – це чавуни, що містять від 2,14 до 4,3%С, структура яких складається з перліту, ледебуриту і цементиту вторинного. Евтектичний чавун містить 4,3%С і його структура повністю ледебуритна. Заевтектичні чавуни – це чавуни, що містять понад 4,3 до 6,67%С, структурний склад яких ледебурит і цементит первинний. Мікроструктура білих чавунів наведена на рис.4.4

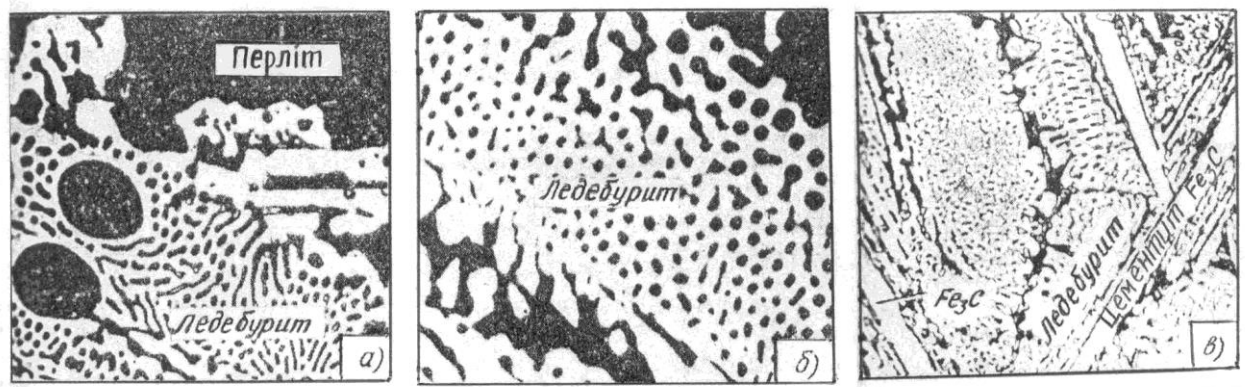


Рис.4.4. Мікроструктури білих доевтектичного (а), евтектичного (б) і заевтектичного (в) чавунів.

Чавуни, в яких вуглець частково або майже повністю знаходиться у вільному стані у вигляді графітних включень називаються сірими, тому що графіт надає злому цих чавунів сірий колір. Структура сірих чавунів складається з металевої (сталистої) основи, в якій розташовані графітні включення.

Графітні включення можуть мати пластинчасту, пластівчасту і кулясту форми.

Чавуни з пластинчастою формою графіту називають звичайними сірими, з пластівчастою – *ковкими*, а з кулястою – *високоміцними*.

Графіт має низьку міцність ($\sigma_b=20$ МПа) і тому можна рахувати, у першому наближенні, що місця, які він займає - це “пустоти” у металі. Форма цих “пустот”, тобто графітних включень, значно впливає на міцність і пластичність чавуну. Пластинчата форма в найбільшій ступені послаблює металеву основу, виступаючи концентратором напруги, особливо при розтягуванні. Куляста форма є найбільш привабливою, тому, що такі включення графіту в меншій ступені знижують міцність і пластичність металевої основи. Тому чавуни з кулястим графітом, які мають значно вищу міцність, ніж чавуни з пластинчастим графітом, отримали назву високоміцних.

Присутність графіту у структурі чавунів надає їм низку переваг у порівнянні зі сталлю:

- 1) краща оброблюваність різанням;
- 2) більш високі антифрикційні властивості;
- 3) здатність швидко гасити вібрацію і коливання;
- 4) нечутливість до поверхневих дефектів.

Сірі, високоміцні та ковкі чавуни за структурою металевої основи поділяються на феритні, феритно-перлітні та перлітні. Структура феритних чавунів складається з фериту і графіту, феритно-перлітних – з фериту, перліту і графіту, перлітних – з перліту і графіту (рис.4.5).

Металева основа	Форма графітних включень		
	Пластинчаста	Пластівчаста	Куляста
Ферит			
Ферит+перліт			
Перліт			
Позначення	СЧ	КЧ	ВЧ

Рис.4.5. Класифікація чавунів за структурою металевої основи та за формою графітних включень.

Структура металевої основи має значний вплив на властивості чавуну. Феритні чавуни мають найменшу міцність, твердість, найбільш високу пластичність і, навпаки, перлітні – найбільшу міцність, твердість, найменшу пластичність.

У промисловості застосовуються також чавуни, в яких є структурні ознаки як сірих, так і білих чавунів. Такі чавуни називаються половинчастими. У цих чавунах частина вуглецю ($>0,8\%$) перебуває у зв'язному стані, а решта – у вигляді графіту. Тому в структурі половинчастих чавунів, поряд зі вторинним цементитом або цементитом ледебуриту, є графіт, тобто їх структура може складатися із $\text{П}+\text{Ц}_{\text{II}}+\text{Г}$ або $\text{П}+\text{Л}+\text{Г}$.

4.4.1. Вплив хімічного складу і швидкості охолодження на структуру і властивості чавуну.

Чавун – це багатокомпонентний сплав, до складу якого, крім Fe і C , входять Si , Mn , P , S . Для цілеспрямованого впливу на процес отримання білих або сірих чавунів необхідно знати як впливають ці елементи, а також швидкість охолодження на процес графітизації, тобто на процес утворення графіту.

Вуглець і кремній є сильними графітізуючими елементами. Тому для отримання сірого чавуну слід збільшувати кількість кремнію, а білого – зменшувати його вміст.

Марганець, навпаки, утруднює процес графітизації чавуну і сприяє отриманню структури білого чавуну. Це пов'язано з тим, що Mn - карбідоутворюючий елемент. Тому вміст марганцю в сірих чавунах не повинен перевищувати $1,25\%$.

Сірка є шкідливою домішкою у чавуні. Вона погіршує ливарні властивості та утруднює процес графітизації чавуну, тому вміст сірки в сірих чавунах обмежується $0,15\%$.

Фосфор практично не впливає на процес графітизації чавуну, але підвищує його рідко текучість, що пов'язано з утворенням легкоплавкої евтектики. Крім того, фосфідна евтектика має високу твердість, завдяки чому підвищується зносостійкість сірого чавуну, а також його крихкість. Звичайно вміст фосфору в сірому чавуні не перевищує $0,3 \dots 0,4\%$.

Значний вплив на структуру чавуну має швидкість охолодження. При повільному охолодженні процес кристалізації відбувається за стабільною діаграмою, а при швидкому охолодженні – за метастабільною, тобто повільне охолодження сприяє отриманню сірого чавуну, а швидке охолодження – білого.

Сірі, високоміцні та ковкі чавуни. Сірі чавуни з пластинчастим графітом кристалізуються відповідно до стабільної діаграми залізо - графіт. Вміст вуглецю в цих чавунах становить $2,4 \dots 3,8\%$. Маркують їх літерами “СЧ” і числом, що вказує мінімальне значення границі міцності при розтягуванні в $\text{кгс}/\text{мм}^2$. У відповідності з ГОСТ 1412-85 стандартизовані шість основних марок сірого чавуну: СЧ10, СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30 і СЧ35. Для потреб споживачів допускаються також чавуни марок СЧ18, СЧ21 і СЧ24.

Сірі чавуни широко використовуються у верстатострої та машинобудуванні.

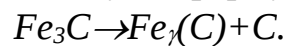
Феритні сірі чавуни (СЧ10, СЧ15) використовують для слабо- і середньонавантажених деталей: кришок, фланців, маховиків, супортів, корпусів редукторів, гальмових барабанів, дисків зчеплення тощо.

Ферито-перлітні сірі чавуни (СЧ20, СЧ25) застосовуються для деталей, що працюють при підвищених і динамічних навантаженнях: блоки циліндрів, картери двигунів, поршні, барабани зчеплення, станини верстатів та ін.

Перлітні чавуни (СЧ30, СЧ35) використовують для виготовлення деталей, що працюють при високих навантаженнях: станини потужних верстатів і механізмів, гільзи блоків циліндрів, розподільчі вали, зубчасті колеса та ін.

Ковкий чавун. Ковкий чавун отримують з білого тривалим графітизуючим відпалюванням, графік якого наведено на рис 4.6. Тобто спочатку отримують виліток із білого доєвтектичного чавуну складу: 2,4...2,9%С; 1,0...1,6%Si; 0,3...1,0%Mn; не більше: 0,18%P; 0,20%S та 0,08%Cr і товщиною стінок не більше 50 мм.

При відпалюванні виліток нагрівають у печі до температури 950...1000°C, при якій фазовий склад чавуну А+Ц. Під час тривалої витримки в межах цих температур (до 15 год) відбувається перша стадія графітизації, під час якої нестійкий цементит розпадається на аустеніт і графіт, який набуває форму пластівців:



Прискорене охолодження до кімнатної температури після першої стадії графітизації призводить до перетворення аустеніту на перліт і отримання ковкого чавуну на перлітній основі.

Для отримання ковкого чавуну на феритній чи ферито-перлітній основі необхідно провести другу стадію графітизації тривалістю до 30 годин, яку можна здійснити двома способами.

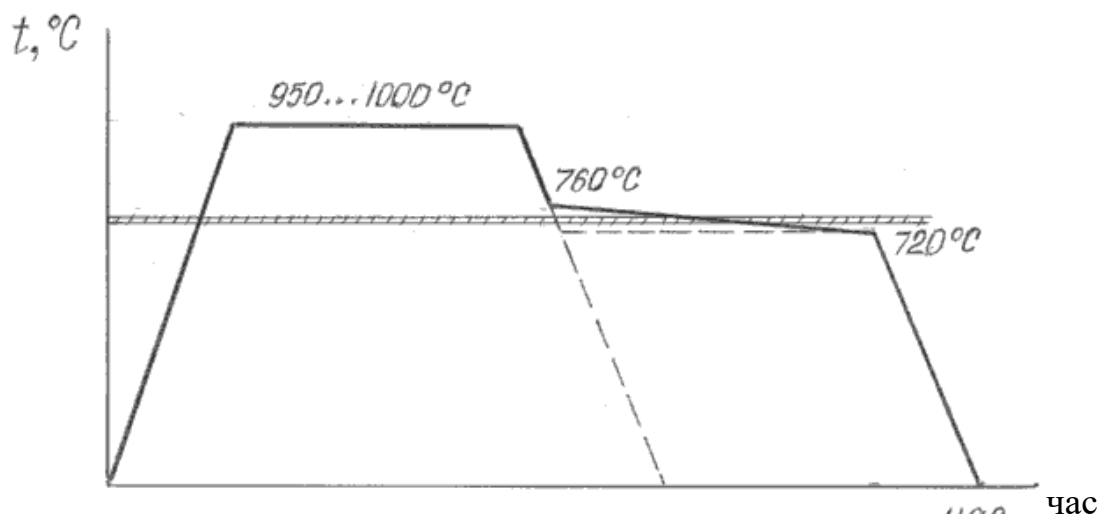
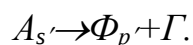


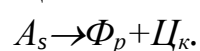
Рис.4.6. Графік відпалювання білого чавуну на ковкий.

За першим способом після першої стадії графітизації проводять відносно швидке охолодження чавуну до температури ~760°C, а потім його дуже повільно охолоджують до 720°C. При такому повільному охолодженні від 760 до 720°C процес евтектоїдного перетворення відбувається за стабільною діаграмою стану “залізо – графіт”:



Графіт, який утворюється в результаті евтектоїдного перетворення, нашаровується на графіт, що утворився на першій стадії графітизації.

За другим способом швидке охолодження після першої стадії графітизації проводять до ~720°C і при такій температурі роблять тривалу ізотермічну витримку. При такому режимі охолодження евтектоїдне перетворення аустеніту відбувається за метастабільною діаграмою стану “залізо – цементит”:



Цементит вторинний і цементит перліту при витримці розпадається за реакцією:



Якщо другу стадію графітизації проводити повністю, то після охолодження отримуємо ковкий чавун на феритній основі, а якщо не повністю – на ферито-перлітній основі.

Ковкі чавуни маркують літерами “КЧ” і двома числами: перше число вказує мінімальне значення границі міцності при розтягуванні, кгс/мм², а друге – відносне видовження, %. Стандартом (ГОСТ 1215-79) передбачені такі марки ковких чавунів: феритні – КЧ37-12, КЧ35-10, КЧ33-8, КЧ30-6; перлітні – КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ56-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2 і КЧ80-1,5.

Ковкі чавуни широко використовують в автомобілебудуванні та сільськогосподарському машинобудуванні. З них виготовляють картери, муфти, важелі, деталі рульового керування, кільця ланцюгів, крюки, елементи карданних валів тощо.

Високоміцні чавуни. Високоміцні чавуни містять близько 3,0...3,6%С. їх отримують модифікуванням рідкого чавуну перед розливанням магнієм або церієм у кількості близько 0,05%.

Відповідно до ГОСТ 7293-85 високоміцні чавуни з кулястим графітом маркують літерами “ВЧ” і числом, яке вказує гарантоване значення границі міцності, кгс/мм². Шкідливими домішками у високоміцних чавунах є фосфор і сірка. Фосфор знижує пластичність чавуну внаслідок утворення крихкого фосфіду, тому його кількість обмежується 0,1%. Сірка знижує механічні властивості чавуну внаслідок утворення з *Mg* або *Se* крихких сульфідів, а також послаблює модифікуючу дію цих елементів. Тому кількість сірки не повинна перевищувати 0,02%, а в деяких марках (ВЧ80 і ВЧ100) – 0,01%.

Чавуни марок ВЧ35, ВЧ40 мають феритну основу, ВЧ45 і ВЧ50 – ферито-перлітну, ВЧ60, ВЧ70 і ВЧ80 – перлітну. А чавун марки ВЧ100 для забезпечення гарантованої границі міцності $\sigma_{\text{в}}=1000$ МПа піддають ізотермічному гартуванню, в результаті чого отримує бейнітну структуру.

За останніми даними в Україні діє новий стандарт ДСТУ 3925-98, відповідно до якого високоміцні чавуни маркуються літерами “ВЧ” і двома числами: перше число вказує границю міцності при розтягуванні, МПа, друге – відносне подовження, %. Наприклад, ВЧ800-2 – це високоміцний чавун з $\sigma_{\text{в}}=800$ МПа і $\delta=2\%$.

Високоміцні чавуни використовують замість литої сталі у виробках та конструкціях відповідального призначення. З них виготовляють колінчасті вали двигунів, поршневі кільця, втулки, зубчасті колеса, прокатні валки тощо.

Чавун з вермикулярним графітом (vermiculus (лат.) – черв’як). Вермикулярний графіт, на відміну від пластинчастого має округлі края і менше співвідношення довжини і товщини (2...10 у вермикулярного і значно більше 10 у пластинчастого). Тому вермикулярний графіт значно менше, ніж пластинчастий, послаблює металеву основу. Його можна розглядати як перехідну форму від пластинчастого до кулястого.

Відповідно до ДСТУ 3926-99 чавуни з вермикулярним графітом маркуються літерами “ЧВГ” і двома числами: перше число – мінімальне значення границі міцності при розтягуванні у МПа, друге – мінімальне значення відносного видовження у відсотках. Наприклад, ЧВГ400-4.

Тема 5. ТЕОРІЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ

5.1. Перетворення, які відбуваються в сталі при нагріванні

При нагрівання вище точки A_{c3} в доевтектоїдних сталях, A_{c1} в евтектоїдній і A_{cm} в заевтектоїдних сталях відбуваються фазові перетворення, які закінчуються утворенням аустеніту. До нагрівання ці структури мають, відповідно, структури перліту й фериту, перліту, перліту та вторинного цементиту. При нагріванні вище вказаних температур відбуваються два процеси: алотропічне перетворення $Fe_{\alpha} - Fe_{\gamma}$ з утворенням аустеніту і розчинення в ньому надлишкових складових: у доевтектоїдних сталях - фериту, в заевтектоїдних - вторинного цементиту. При витримці в нагрітій сталі відбувається дифузійний процес вирівнювання хімічного складу аустеніту, обумовлений різною концентрацією вуглецю, вміст якого у фериті складає 0,02%, а в цементиті - 6,67%.

Нагрівання сталі для одержання аустеніту є першою технологічною операцією при проведенні відпалювання другого роду, нормалізації і гартування.

Утворення аустеніту при нагріванні підпорядковується загальним законам вторинної кристалізації. Зерна аустеніту виникають на поверхнях поділу фериту і вторинного цементиту й в середині зерен перліту. Число зерен аустеніту, які виникають (у зв'язку з тим, що цей процес є дифузійним) залежить від температури нагрівання: чим вона вища, тим більше утвориться зерен аустеніту. Тому сталь нагрівають трохи вище температур фазових перетворень (на 30...50 °C).

Після закінчення перетворення перліту в аустеніт сталь у результаті алотропічного перетворення $Fe_{\alpha} - Fe_{\gamma}$ має дрібнозернисту будову. Значне перевищення температури нагрівання чи збільшення часу витримки сприяє росту дрібних зерен і може призвести до зайвого росту зерен аустеніту. Це небажано, тому що розмір зерна аустеніту, отриманого в даних конкретних умовах нагрівання, має великий вплив на структуру сталі та її механічні властивості при наступних операціях термічної обробки. Наприклад, чим дрібніше зерно аустеніту, тим дрібногочасту будову і більш високу твердість має мартенсит (структура сталі після гартування).

5.2 Перетворення, які відбуваються в сталі при охолодженні

Охолодження сталі є найважливішою операцією термічної обробки. При проведенні таких операцій, як відпалювання другого роду, нормалізація, гартування, сталь нагрівають вище температури фазового перетворення, в результаті чого утворюється структура аустеніта. Але, оскільки швидкість охолодження при цих операціях різна, структура і фізико-механічні властивості сталі після охолодження також різні.

З діаграми стану $Fe-C$ очевидно, що аустеніт стійкий тільки при температурах вище лінії GSE (рис.5.1). При переохолодженні аустеніта нижче цієї лінії відбувається його розпад. Чим вища швидкість охолодження, тим більша ступінь переохолодження аустеніта і його розпад відбувається при нижчих температурах.

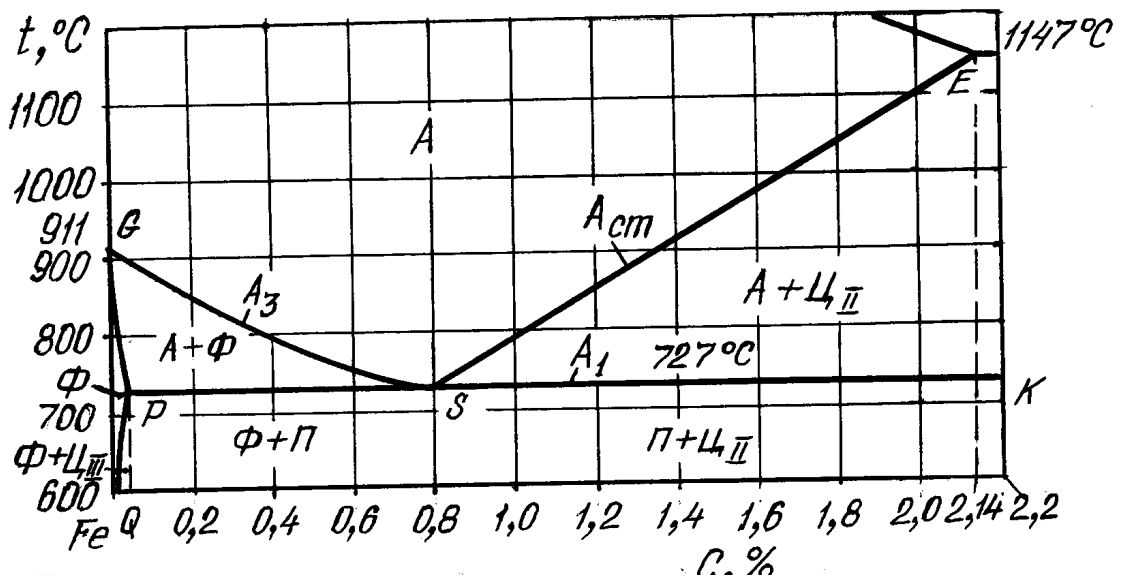


Рис. 5.1. Діаграма стану Fe-Fe₃C (стальна ділянка)

Якщо ступінь переохолодження аустеніту невелика, тоді він повністю розпадається на механічну суміш ферита і цементита різної ступені дисперсності. Цей процес називають *перлітним перетворенням*; після нього можна отримати як рівноважну структуру (перліт), так і нерівноважні (сорбіт і троостит гартування). Перлітне перетворення відбувається при порівняно високих температурах і тому є дифузійним процесом.

При великій ступені переохолодження аустеніта дифузія зменшується і відбувається бездифузійний процес розпаду аустеніта з утворенням ще однієї нерівноважної структури – мартенсита і процес називається *мартенситним перетворенням*.

Перлітне перетворення підпорядковується законам вторинної кристалізації і складається з виникнення з аустеніта зерен перліта і їхнього росту. Зародження зерен відбувається як у результаті переохолодження аустеніта, так і утворення центрів кристалізації, обумовлених присутністю в сталі різноманітних домішок і неметалічних включень (нітридів, оксидів, глинозему тощо). Ріст зерен перліта, будучи дифузійним процесом, може відбуватися тільки при достатньо високих температурах.

Механізм утворення перліту з аустеніта характеризується схемою, приведеної на рис 5.2. Основною фазою при утворенні перліта є цементит. Спочатку утворюється пластинка цементита, що подовжується і товщає доти, поки вміст вуглецю в навколишніх об'ємах зерна аустеніта не зменшиться настільки, що утвориться пластинка ферита (рис 5.2, VII). Потім відбувається утворення нових (вторинних) пластинок цементита і ферита. Звичайно у вихідному зерні аустеніта виникає декілька таких ділянок перліту. Розмір пластинок перліта залежить від ступеня переохолодження аустеніта. Перліт, отриманий при малій ступені переохолодження аустеніта, має великопластинчасту будову (рис.5.3, а). Його твердість за Брінеллем дорівнює 160...180 НВ (рис.5.2).

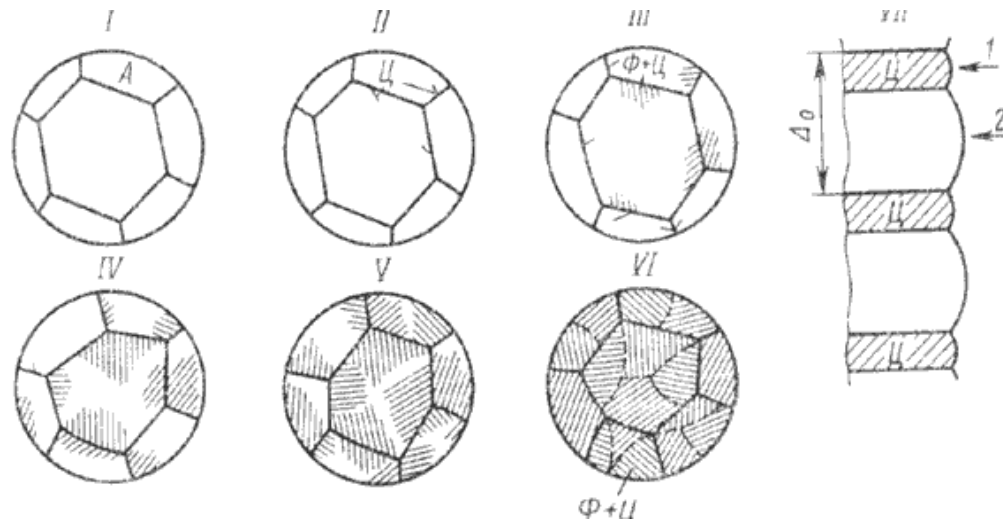


Рис.5.2. Схема виникнення і росту перлітного зерна: I – аустеніт; II – утворення зародків цементиту; III – утворення пластин Ц і Ф; IV – VII – ріст і утворення нових пластин Ц і Ф (П); VII – перерозподіл вуглецю при утворенні П. 1 – висока концентрація вуглецю – Ц (6,67%С); 2 – низька концентрація вуглецю – Ф (<0,02%С)

З підвищенням ступені переохолодження аустеніта дисперсність перліта збільшується й утворюється структура *сорбіта гартування* (рис.5.3, б). Цементит у сорбіті гартування має дрібнопластинчасту будову; твердість сорбіта перевищує твердість перліта. Для евтектоїдної сталі твердість за Брінеллем складає 270...320 НВ. При ще більшій ступені переохолодження утворюється *троостит гартування* (рис.5.3, в) - структура з вищим ступенем дисперсності, яка має ще вищу твердість - 380...460 НВ для евтектоїдної сталі. Таким чином, структури перліта, сорбіта і троостита, будучи механічними сумішами ферита і цементита, відрізняються тільки ступенем дисперсності пластинок цементита.

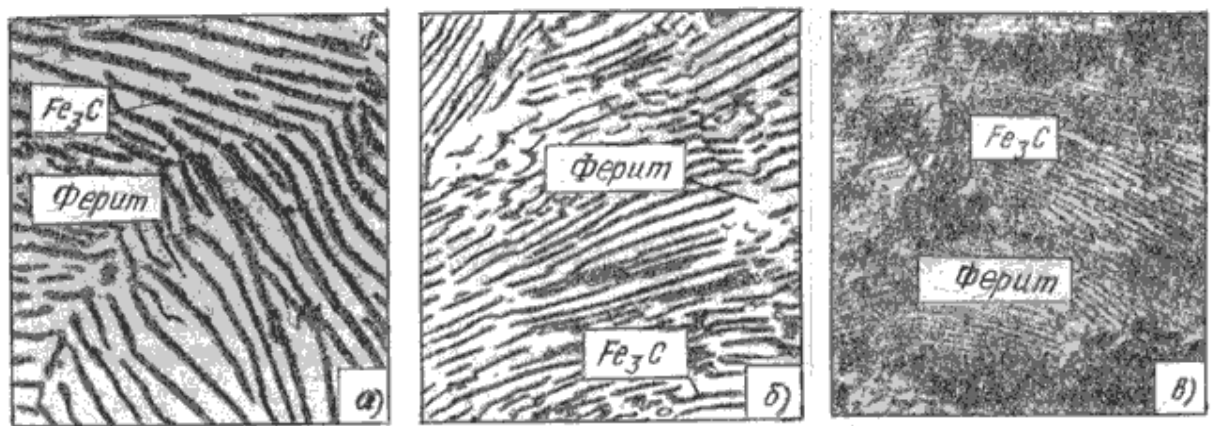


Рис.5.3. Структури перлітного розпаду аустеніту: а – перліт (температура перетворення 700 °С); б – сорбіт (температура перетворення 600 °С); в – троостит (температура перетворення 500 °С)

Мартенситне перетворення докорінно відрізняється від перлітного, тому що воно не повністю підпорядковується основним законам кристалізації у твердому стані. При великій ступені переохолодження (до температури, що відповідає точці початку мартенситного перетворення M_n для даної сталі) в аустеніті практично миттєво виникають голки (пластинки) мартенсита, але наступного їх росту не спостерігається.

Це пояснюється тим, що мартенситне перетворення, на відміну від перлітного, є бездифузійним процесом (хімічний склад мартенсита не відрізняється від складу вихідного аустеніта). При мартенситному перетворенні відбувається тільки перехід $Fe_\gamma \leftrightarrow Fe_\alpha$. Мартенсит гартування має характерну голчасту будову (рис.5.4), в якій голки розташовані паралельно одна одній або перетинаються під кутом 60 або 120°, що є результатом їх орієнтування по визначених площинах і напрямкам у гратці вихідного аустеніту. Схема утворення мартенситу зображена на рис.5.5.

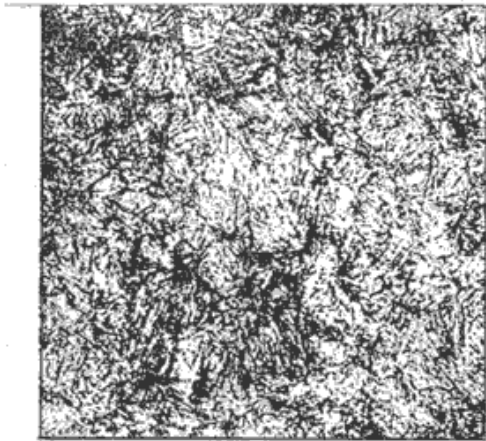


Рис.5.4. Мікроструктура сталі 45 після гартування (мартенсит, $t_n=850^\circ\text{C}$)

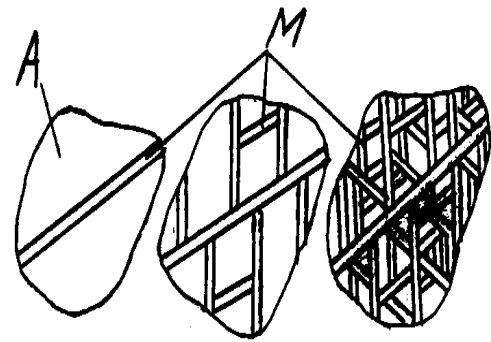


Рис.5.5. Схема утворення мартенситних пластин в аустеніті.

Мартенсит є перенасиченим твердим розчином проникнення вуглецю в α -залізі. Пересичений він тому, що розчинність вуглецю в Fe_α , як це впливає з діаграми $Fe-C$, при кімнатній температурі складає 0,006%; у мартенситі ж може бути розчинено вуглецю до 2%, тобто стільки, скільки у вихідному аустеніті. Тому мартенсит гартування має не кубічну, як Fe_α , а спотворену атомами вуглецю тетрагональну гратку із співвідношенням осей $c/a > 1$. Чим вищий вміст вуглецю в сталі, тим більшою є ступінь тетрагональності гратки мартенсита ($c/a = 1 + 0,046 [C]$). У сталі з $C=1,8\%$ це співвідношення дорівнює 1,08.

Мартенсит є твердою і крихкою складовою. Твердість мартенситу евтектоїдної сталі 650...760 HB та HRC 62...66. Висока твердість мартенсита пояснюється спотворенням кристалічної гратки Fe_α атомами вуглецю, а також подрібненою блоковою будовою пластин мартенсита, внаслідок внутрішньофазового наклепа. Причиною фазового наклепа є збільшення об'єму сталі при перетворенні аустеніта в мартенсит. На відміну від аустеніта мартенсит має магнітні властивості.

Розпад аустеніта може протікати як при безперервному охолодженні (від температур нагріву при гартуванні до кімнатної температури), так і при постійній температурі (ізотермічний розпад аустеніта).

Мартенситне перетворення може відбуватися лише в тому випадку, якщо буде виключена можливість протікання дифузійних процесів, для чого необхідна велика ступінь переохолодження аустеніта. Це досягається високою швидкістю охолодження сталі (сотні градусів у секунду). При менших швидкостях охолодження в загартованих сталях будуть спостерігатися структури сімейства перлітів - сорбіт і троостит гартування. Швидкість охолодження $v_{кр}$, при якій в структурі сталі утворюється мартенсит, називають *критичною швидкістю гартування*. Отже, щоб отримувати сталь,

загартовану на мартенсит, треба остудити зі швидкістю вище критичної. Критична швидкість гартування сталі залежить від її складу. Наприклад, для вуглецевої евтектоїдної сталі марки У8 вона складає 300 °С/сек.

Розпадання аустеніта може відбуватися не тільки при безперервному охолодженні, але і при постійній температурі (ізотермічний розпад аустеніту). Обробку, засновану на розпаді аустеніта при постійній температурі, називають ізотермічною. При цьому розпадання аустеніта відбувається не при охолодженні сталі, а під час її витримки при визначеній температурі. Висока швидкість охолодження в цьому випадку потрібна тільки для того, щоб переохолодити аустеніт і запобігти його розпаданню з утворенням ферритно-цементитної суміші.

Механічні властивості загартованої сталі визначаються кількістю, розміром і властивостями структурних складових. Найбільшу твердість має вуглецева загартована сталь з структурою дрібногочастого мартенсита і невеликої кількості залишкового аустеніту.

5.3. Перетворення, що відбуваються у сталі при відпусканні.

При відпусканні сталі в ній відбуваються декілька процесів, які накладаються один на одного; основним з них є дифузійний розпад структур, отриманих після гартування - мартенситу і залишкового аустеніту. Термодинамічне перетворення при відпусканні пояснюються прагненням системи перейти з більш нерівноважного стану в менше нерівноважне.

При вивченні перетворень, які відбуваються у сталі при відпусканні, було встановлено, що при відпусканні загартованої сталі відбуваються чотири перетворення.

Перше перетворення - це перехід мартенситу з тетрагональною ґраткою, характерною для загартованої сталі, у мартенсит із кубічною ґраткою, названий відпущеним мартенситом. Це перетворення відбувається при нагріванні загартованої сталі до 80...200 °С. Зменшення тетрагональності ґратки мартенсита пояснюється виділенням із перенасиченого твердого розчину вуглецю в Fe_α , пластинок цементиту, товщиною в декілька атомних прошарків. Пластинки цементиту при цьому ще не відокремилися від ґратки вихідного твердого розчину і когерентно з ним пов'язані.

При нагріванні до 200...300 °С у сталі відбувається друге перетворення: розпад другої структурної складової загартованої сталі - залишкового аустеніту на механічну суміш ферита і цементита.

При третьому перетворенні, яке відбувається при нагріванні сталі до 300...400 °С, виділення цементита відокремлюються від ґратки твердого розчину і відбувається їхній ріст. Розпад мартенситу при цьому повністю закінчується і структура складається з ферита і цементита. Відбувається також зняття внутрішніх залишкових напружень, які виникли в сталі після гартування.

При нагріванні сталі вище 400 °С відбувається тільки коагуляція (укрупнення) виділень ферита і цементита - четверте перетворення.

У результаті цих перетворень загартована вуглецева сталь, нагріта до 300...500 °С, одержує структуру троостита відпуску (рис.5.6, в), а при нагріванні до 500...680 °С структуру сорбіта відпуску (рис.5.6, г). Цементит у трооститі і сорбіті відпуску має

зернисту форму, що обумовлює у відпущеній сталі зниження міцності та твердості і підвищення пластичності і в'язкості в порівнянні з загартованою сталлю. Дисперсність структурних складових у трооститі відпуску вища, ніж у сорбіті, і тому твердість і міцність сталі, яка має структуру троостита відпуску, вища ніж у сталі, відпущеної на сорбіт, а пластичність і в'язкість - нижче.

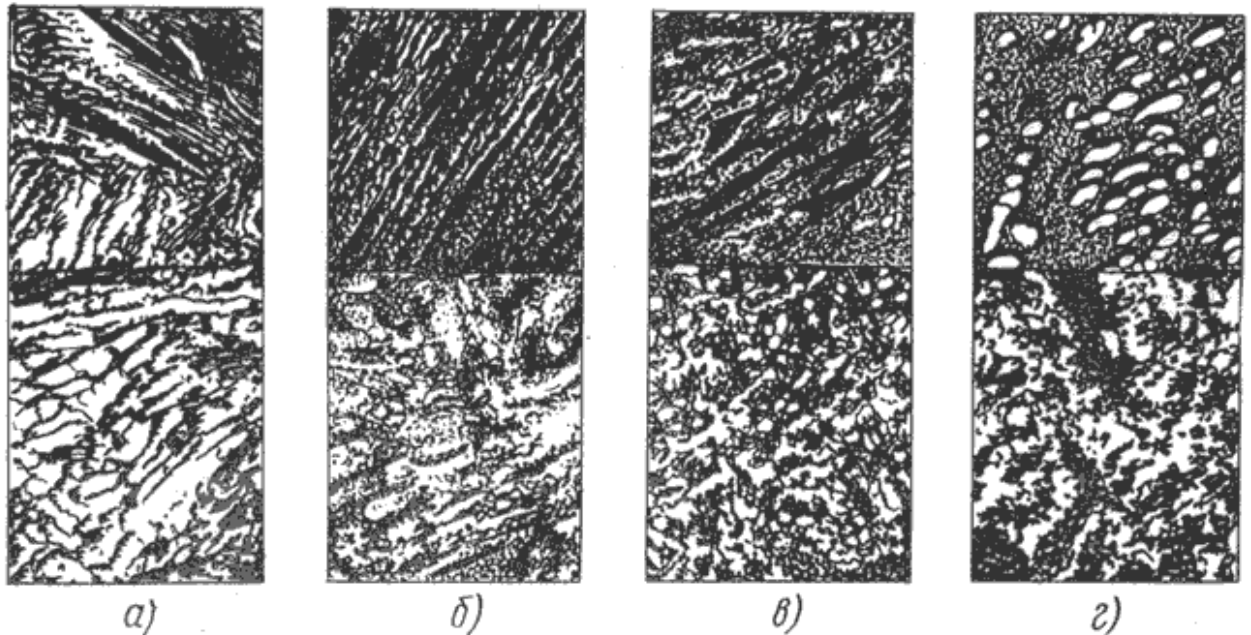


Рис.5.6. Мікроструктури мартенситу та продуктів його розпаду при відпусканні (x1500): а – мартенсит; б – мартенсит відпуску; в – троостит відпуску; г – сорбіт відпуску (у верхніх частинах структури при збільшенні x12500).

При кімнатній температурі і дуже тривалих витримках у загартованій вуглецевій сталі відбувається зміцнююче відпускання (природне термічне старіння), характерне тим, що твердість і міцність сталі збільшуються, а пластичність і в'язкість зменшуються. Вже при невисокому нагріванні цей процес пришвидшується (штучне термічне старіння). Проте чим вища температура нагрівання, тим швидше відбувається не тільки зміцнення, але і розміцнення сталі.

Тема 6. ТЕХНОЛОГІЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ

6.1. Основні поняття

Технологією термічної обробки передбачається вибір операцій і режимів термообробки у відповідності з умовами обробки і роботи деталей машин, конструкцій, інструментів, а також вимогам, які ставляться до структури і властивостей матеріалів, і технічними умовами. Технологічні процеси термообробки ґрунтуються на теорії фазових перетворень при нагріванні та охолодженні. Режимы обробки для конкретних деталей визначаються за довідниками.

Однією з основних задач при виборі режимів є прискорення процесів термообробки, що може бути досягнуто зменшенням часу нагрівання. Загальний час нагрівання складається з часу нагрівання до заданої температури і часу витримки при ній, який визначається структурними перетвореннями в сплав і не залежить від інших факторів.

Обладнання, потрібне для виконання термообробки, поділяється на основне, додаткове та допоміжне. До основного відноситься обладнання для нагрівання (печі, ванни, апарати й установки), для охолодження (гартувальні баки, машини, ванни) і для обробки холодом (холодильні установки). До додаткового обладнання відносяться установки для очищення деталей від солі, масла, окалини (мийні машини, травильні установки, дробоструминні апарати) та пристрої для правлення та гнуття деталей після гартування. До допоміжного обладнання відносять установки для приготування захисних атмосфер і охолодження гартувальних рідин.

6.2. Відпалювання

В залежності від того, нагрівають сталь нижче чи вище температур фазових перетворень у твердому стані, розрізняють відпалювання першого роду (рекристалізаційне, для зняття внутрішніх залишкових напруг, дифузійне) і другого роду (повне чи неповне). В залежності від середовища, у якому проводиться нагрівання сталі, відпалювання може бути звичайним і світлим (із застосуванням захисної атмосфери). В залежності від умов охолодження розрізняють відпалювання з безперервним охолодженням і з витримкою при постійній температурі.

Рекристалізаційне відпалювання застосовують для зняття наклепу і внутрішніх залишкових напруг у сталі після її холодної обробки тиском (прокатування, волочіння, штампування). Сталь нагрівають вище температури рекристалізації, дають невеличку витримку при цій температурі і потім охолоджують на повітрі. Рекристалізаційне відпалювання застосовують і як проміжну операцію для підвищення пластичності і попередження появи тріщин у сталі при її холодній обробці тиском.

Відпалювання для зняття внутрішніх залишкових напруг призначене для зменшення або зняття у виробках шкідливих напруг розтягу. Воно проводиться при невисокій температурі, тому цей вид відпалювання іноді ще називають низькотемпературним. Відпалюванню для зняття внутрішніх напруг піддають чорні і кольорові метали і сплави після різноманітних технологічних операцій (лиття, обробка тиском, зварювання, термічна обробка, обробка різанням).

Дифузійне (гомогенізаційне) відпалювання застосовують для злитків і фасонних виливків великих розмірів з легованих сталей для усунення в них дендритної ліквіації. При дифузійному відпалюванні сталь нагрівають до високої температури (1000...1150 °C), витримують при ній значний час (12...15 год.) і потім повільно охолоджують у печі. Висока температура нагрівання і тривала витримка потрібні для повного протікання дифузійних процесів у сталі. При цьому внаслідок великого часу витримки відбувається збільшення зерна, що не є небезпечним для злитків при подальшій гарячій обробці тиском. Що стосується фасонних виливків, то для отримання дрібнозернистої структури після дифузійного відпалювання їх піддають повному відпалюванню.

Мета повного відпалювання - отримання дрібнозернистої структури, переважно, у литої доєвтектоїдної сталі, а також після гарячої обробки тиском для усунення крупнозернистості, відманштетової структури (яка утворюється внаслідок неправильно вибраної високої температури початку гарячої обробки тиском) або смугастої струк-

тури (яка утворюється при низькій температурі кінця обробки). Температуру нагрівання при повному відпалюванні вибирають, користуючись діаграмою стану $Fe-C$ (рис.6.1.), Доевтектоїдну сталь повільно нагрівають до температури вище точки A_{c3} (лінія GS) на 30...50 °С. При цьому у ній відбувається утворення дрібнозернистого аустеніту. Час витримки при нагріванні повинно бути достатнім для прогрівання виробів по всьому перетину. При наступному повільному охолодженні разом із піччю відбувається розпад аустеніта з утворенням дрібнозернистої структури перліта і ферита.

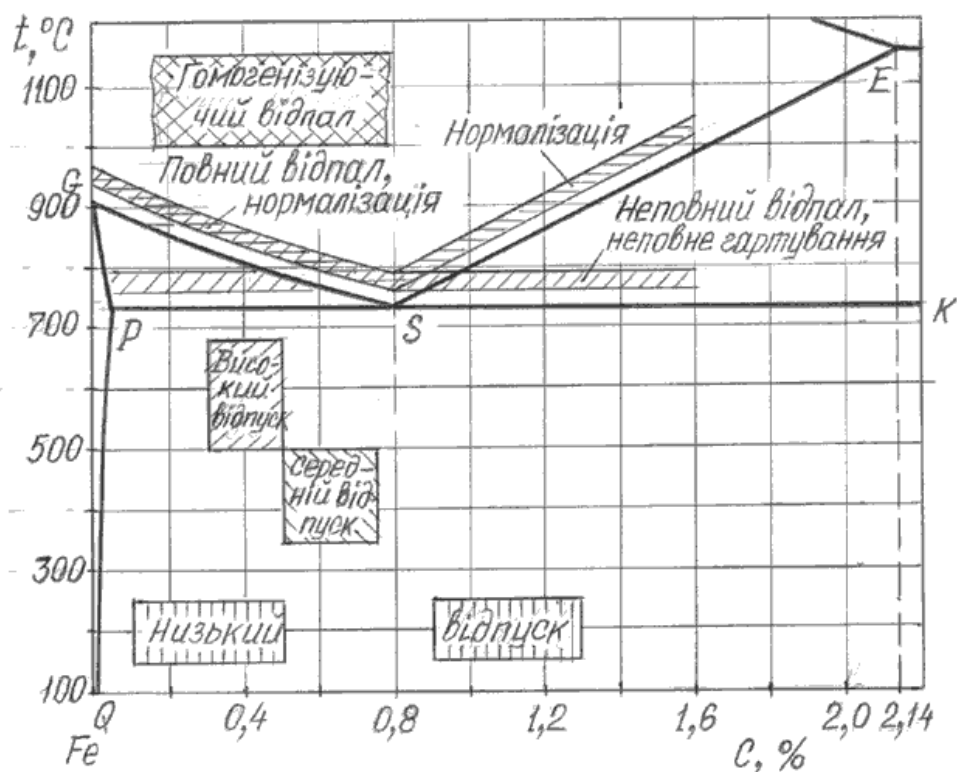


Рис.6.1. Діаграма стану $Fe-Fe_3C$ і температурні інтервали нагрівання сталей при різних видах термічної обробки

При проведенні звичайного повного відпалювання в зв'язку з тривалістю перебування деталей у печі можливе знеуглецьовування й окислювання їхньої поверхні. Тому вироби, які відпалюються, для захисту від знеуглецьовування й окислювання упаковують у ящики, труби чи реторти, заповнені піском, чавунною стружкою або вугіллям. Часто для попередження знеуглецьовування й окислювання застосовують відпалювання у печах із контрольованою захисною атмосферою (або в печах із вакуумом), після якого деталі мають світлу і чисту поверхню. Такий вид відпалювання називається світлим.

Повне відпалювання підвищує міцність, пластичність і в'язкість литої сталі; міцність гарячеобробленої сталі після відпалювання дещо знижується.

Неповне відпалювання застосовують для отримання дрібнозернистої структури в литій і гарячеобробленій заевтектоїдній сталі. При проведенні неповного відпалювання сталь нагрівають до температури вище точки A_{c1} (лінія PSK), а потім повільно охолоджують. При цьому відбувається перетворення аустеніта в перліт, у той час як вторинний цементит залишається без зміни. Такий режим відпалювання застосовують тільки в тому випадку, якщо в структурі сталі вторинний цементит не утворює

сітки навколо зерен перліту. Якщо ж у структурі є цементитна сітка, необхідно нагріти сталь вище точки A_{cm} і остудити на повітрі (нормалізація), щоб розчинити сітку цементиту і не дати йому виділитися, а потім зробити повторне нагрівання вище точки A_{c1} з наступним повільним охолодженням.

Неповне відпалювання застосовують також: для поліпшення оброблюваності різанням гарячеобробленої доєвтектоїдної сталі. При проведенні повного і неповного відпалювання за описаною технологією отримують сталь із структурою пластинчастого перліта (цементита) і надлишкового фериту чи цементиту або без них.

Для отримання структури зернистого цементиту (рис.6.2.) заєвтектоїдну сталь піддають *сферодизуючому відпалюванню*. При такому виді відпалювання сталь нагрівають трохи вище точки A_{c1} , витримують при цій температурі і потім повільно охолоджують спочатку до температури, яка відповідає точці A_{c1} , а потім на повітрі. Внаслідок невисокої температури нагрівання, у сталі, поряд з аустенітом, зберігається велике число часток, які не розчинилися, що сприяє утворенню зернистої форми перліта (цементита). На розмір зерен цементита впливає швидкість охолодження; із зменшенням швидкості охолодження розмір зерна збільшується. Відпалена сталь із структурою зернистого цементита в порівнянні з відпаленою сталлю зі структурою пластинчастого перліта, має меншу твердість, велику в'язкість і кращу оброблюваність різанням.

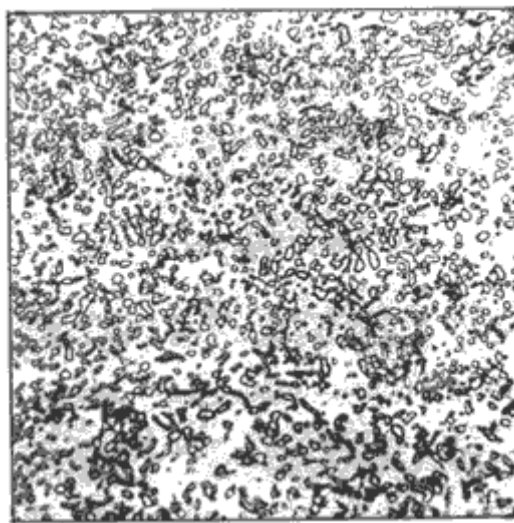


Рис.6.2. Мікроструктура евтектоїдної сталі після сферодизуючого відпалювання (зернистий перліт)

Щоб полегшити утворення зернистого перліта, нагрівання вище точки A_{c1} . і охолодження нижче точки A_{r1} повторюють декілька разів. Таке відпалювання називають маятниковим, або циклічним. При наявності в сталі цементитної сітки сфероїдизуючому відпалюванню повинна передувати нормалізація.

Всі розглянуті види відпалювання проводять з безперервним повільним охолодженням. При відпалюванні з витримкою при постійній температурі (*ізотермічне відпалювання*) сталь нагрівають, як і при звичайному відпалюванні: доєвтектоїдну вище точки A_{c3} , заєвтектоїдну - вище точки A_{c1} на 20...30 °С. Потім швидко охолоджують до температури нижче точки A_{r1} на 20...100 °С і витримують при цій температурі; під час витримки відбувається перетворення аустеніта в перліт. Після цього

сталь охолоджують звичайно на повітрі. Час ізотермічної витримки повинен бути більшим часу ізотермічного перетворення аустеніта, обумовленого С-подібними кривими. При цьому варіанті ізотермічне відпалювання роблять в одній печі. Іноді ізотермічне відпалювання роблять у двох печах. У одній печі виріб нагрівають вище температури фазового перетворення, а потім переносять в іншу піч, нагріту до температури нижче точки Ar_1 і витримують при цій температурі. Можливий і інший варіант, коли вироби після нагрівання в печі переносять у соляну ванну, нагріту до 600...650 °С, і витримують при цій температурі протягом декількох годин. Останні два способи більш економічні.

Перевагами ізотермічного відпалювання у порівнянні зі звичайним є менша тривалість процесу завдяки прискоренню охолодження (4...7 год замість 15...30 год) і більш однорідна структура, що покращує оброблюваність сталі різанням. Ізотермічним відпалюванням, переважно, обробляють леговані сталі, в яких, він, крім зниження твердості перед обробкою різанням, понижує чутливість до утворення флокенів і тріщин.

6.3.Нормалізація

При нормалізації доевтектоїдну сталь нагрівають звичайно до температури вище точки A_{c3} , а заевтектоїдну вище точки A_{cm} на 30...50 °С (рис.6.1), а потім охолоджують на повітрі. Нормалізація одержує все більшого поширення в практиці термічної обробки і для низьковуглецевих сталей часто заміняє тривалу операцію повного відпалювання, а для середньовуглецевих (0,25...0,6%) і легованих сталей - гартування з наступним високим відпуском.

Метою нормалізації є отримання дрібнозернистої структури в доевтектоїдних сталях, зняття внутрішніх залишкових напруг і наклепа, отримання однорідної структури перед завершальною термічною обробкою, холодним штампуванням або обробкою різанням, знищення сітки вторинного цементита в заевтектоїдних сталях. Нормалізують фасонні виливки, поковки і штамповки, а також деталі, які цементуються. Після нормалізації доевтектоїдна низьковуглецева сталь має структуру перліта і ферита, як і після відпалювання, але більш дрібнозернисту. Механічні властивості нормалізованої сталі дещо вищі в порівнянні з відпаленою.

Середньовуглецева і низьколегована сталі після нормалізації отримують структуру сорбіта і тому твердість і міцність їх у порівнянні з відпаленою сталлю вищі. Іноді нормалізація заміняє гартування і високий відпуск, проте в цьому випадку нормалізована сталь має меншу в'язкість, ніж загартована і відпущена, і для відповідальних деталей машин і конструкцій не застосовується.

6.4.Гартування сталі

Гартування є поширеною операцією термічної обробки деталей машин і інструментів, її мета - надання матеріалу високої твердості і міцності шляхом утворення нерівноважних структур - мартенсита, троостита, сорбіта, а також голчастого троостита.

Існує декілька різновидів гартування сталі. В залежності від товщини загартованого про шарку розрізняють *об'ємне* і *поверхнєве* гартування. Об'ємне гартування провадиться в печах і ванних, а поверхнєва-струмами високої, підвищеної і промислової частоти, газовим полум'ям і в електролітах. В залежності від швидкості охолодження буває *об'ємне гартування* (рис.6.3) з безперервним охолодженням (1) і з переривчастим охолодженням (2), ізотермічне (4), ступінчасте (3). В залежності від середовища, у якому нагрівають сталь, розрізняють гартування звичайне і з застосуванням захисної атмосфери (світле).

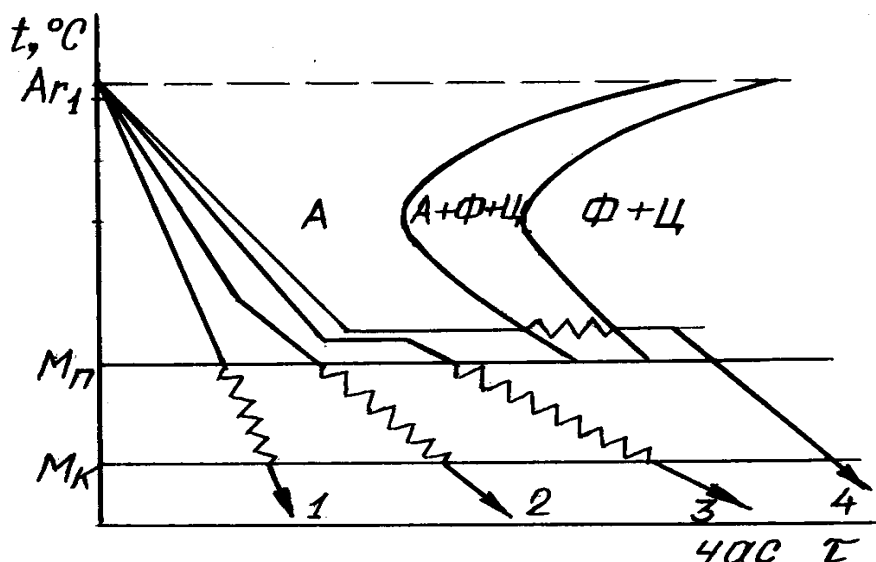


Рис.6.3.Схеми режимів охолодження при різних способах гартування: 1 – безперервне гартування; 2 – переривчасте гартування; 3 – ступінчасте гартування; 4 – ізотермічне гартування.

Температуру нагрівання під гартування для вуглецевих сталей вибирають, користуючись діаграмою стану $Fe-C$ (рис.6.1). Доевтектоїдну вуглецеву сталь нагрівають до температур вище точки A_{c3} (лінія GS), а заевтектоїдну - вище точки A_{c1} (лінія PSK) на $30...50\text{ }^\circ\text{C}$. Нагрівання заевтектоїдної сталі вище точки A_{c1} роблять, щоб зберегти в структурі загартованої сталі цементит, що є більш твердою складовою, ніж мартенсит. Таким чином, у той час як температура нагрівання під гартування доевтектоїдної сталі знижується зі зміною вмісту в сталі вуглецю, температура нагрівання заевтектоїдних сталей постійна і складає $760...780\text{ }^\circ\text{C}$. Час витримки при нагріванні вибирають у залежності від розмірів виробів й об'єму металу, який завантажується в піч. Після нагрівання і витримки вироби охолоджують у різноманітних гартівних середовищах, які забезпечують необхідну швидкість охолодження. Найпоширенішими гартівними середовищами є: вода, мінеральні масла, розчин їдкого натрію, розплавлені солі, луги і метали, емульсії тощо.

Основна вимога до гартівних середовищ - висока охолодна спроможність в інтервалі температур $650...550\text{ }^\circ\text{C}$ (температури найменшої стійкості аустеніту на S -подібній кривій) і знижена охолодна спроможність при $300...200\text{ }^\circ\text{C}$ (в області мартенситного перетворення), коли аустеніт відносно стійкий. Уповільнене охолодження в інтервалі температур $300...200\text{ }^\circ\text{C}$ необхідне для зменшення внутрішніх термічних напруг.

При ізотермічному і ступінчастому гартуванні охолодження сталі проводиться в гарячих середовищах - у ваннах із розплавленими металами, солями чи лугами.

Охолодну спроможність гартівних середовищ підвищують інтенсивним перемішуванням, здійснюваним різноманітними способами - механічним, за допомогою ультразвукових коливань тощо.

Основними технологічними властивостями при гартуванні сталі є *загартовуваність* і *прогартовуваність*. Спроможність сталі до підвищення твердості при гартуванні називають загартовуваністю, а спроможність гартуватися на визначену глибину - прогартовуваністю. Поверхневі прошарки деталей машин і інструменти, які стикаються з гартівним середовищем, охолоджуються швидше, ніж внутрішні; тому не завжди вдається досягти прогартовуваності по всьому перерізу (наскрізної прогартовуваності). При нескрізній прогартовуваності структурною складовою поверхневих прошарків виробу після гартування є мартенсит, а внутрішніх прошарків - троостит. Отже, твердість на поверхні виробу вища, ніж у серцевині. За глибину загартування приймають віддаль від поверхні виробу до прошарку з напівмартенситною структурою (50% мартенсита і 50% троостита). У сталі з глибокою прогартовуваністю твердість знижується повільно, а з неглибокою - спостерігається різке її падіння в міру віддалення від поверхні.

Крім швидкості охолодження, прогартовуваність залежить від ряду інших чинників: складу сталі, вихідної структури, діаметра виробу, температури нагрівання під гартування тощо. Прогартовуваність, поряд з іншими технологічними властивостями, є одним із основних при виборі марки сталі і виду її термічної обробки.

При охолодженні сталі в процесі гартування виникають внутрішні напруги термічні і структурні, пов'язані з перебудовою ГЦК-гратки аустеніта в гратку мартенсита і зміною об'єму сталі. В результаті виникнення внутрішніх напруг у сталі після гартування з'являються тріщини, короблення, деформації.

Дефектами гартування є також м'які плями, знижені твердість і міцність, знеуглецювання, окислювання тощо. Застосування різноманітних видів гартування і правильний вибір її режимів дають можливість уникнути цих дефектів або в значній мірі зменшити їх.

Є декілька різновидів об'ємного гартування. При гартуванні в одному охолоднику нагріті до температури гартування вироби занурюють у гартівне середовище (найчастіше - воду чи масло), де вони і знаходяться до повного охолодження. (рис.6.3, крива 1) Гартування цього виду застосовують як для вуглецевої сталі (охолодження у воді), так і для легованої сталі (охолодження в маслі). Недоліком такого способу гартування є те, що в результаті великої різниці температур нагрітого металу й охолодженного середовища в загартованих сталях, поряд із структурними, виникають великі термічні напруги, які ведуть до утворення тріщин, короблення й інших дефектів.

Для зменшення термічних напруг застосовують гартування з підстужуванням, коли нагрітий виріб перед зануренням у гартівне середовище якийсь час витримують на повітрі (підстужують). При цьому необхідно, щоб температура виробів не опускалася нижче точки A_{r3} для доєвтектоїдної сталі і нижче точки A_{r1} - для заєвтектоїдної.

Застосовують також гартування в двох середовищах (рис.6.3, крива 2): деталі спочатку охолоджують до 300...400 °С в воді, а потім в маслі. Таке гартування має

назву переривчастого і застосовується, переважно, для високовуглецевої інструментальної сталі. Іншим видом гартування є ступінчасте гартування (рис.6.3, крива 3), при якому сталь охолоджують поетапно, у двох різноманітних середовищах. Першим охолоджувальним середовищем є розплавлені солі або масло, нагріті до температури на $20...30\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище точки M_n , для даної сталі. У гарячому середовищі деталям дають короточасну витримку (до початку розпаду аустеніту) для вирівнювання температури по всьому об'єму виробів. Ванна, в яких роблять охолодження виробів, мають постійну задану температуру, автоматично регульовану у вузьких межах. Після витримки в гарячому середовищі сталь має структуру аустеніту. Другим охолодним середовищем є повітря. При охолодженні сталі на повітрі відбувається перетворення аустеніту в мартенсит.

Основною перевагою ступінчастого гартування є можливість зменшення термічних напруг, і отже, тріщин і короблення виробів. При ступінчастому гартуванні досягається також сприятливе поєднання високої в'язкості і міцності. Твердість сталі після ступінчастого гартування відповідає твердості мартенситу і складає $HRC\ 54...60$. Застосування ступінчастого гартування обмежено розмірами виробів, тому так гартують, як правило, вироби малих перетинів, що виготовлені з вуглецевої сталі.

Найпрогресивнішим методом гартування, яке забезпечує поєднання високої міцності, пластичності і в'язкості, є ізотермічне (рис.6.3, крива 4), при якому сталь охолоджують у гарячому середовищі (соляних або лужних ваннах). Температура нагрівання середовища різна в залежності від складу сталі, але завжди на $20-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище точки M_n для даної сталі. Перетворення аустеніту в голчастий троостит відбувається під час ізотермічної витримки сталі. Після цього сталь охолоджують на повітрі. Ізотермічному гартуванню особливо часто піддають вироби з високолегованих сталей.

Після гартування твердість сталі підвищується і тим більше, чим більше в сталі вуглецю. Проте, одночасно з цим у загартованій сталі збільшується вміст залишкового аустеніту, що помітно знижує її твердість. Поряд із високими твердістю і міцністю загартована сталь характеризується зниженими пластичністю і в'язкістю. Змінюються і фізичні властивості: електричний опір і коерцитивна сила після гартування підвищуються, а магнітна проникність і залишкова індукція знижуються. Зміну фізичних властивостей можна використати. Наприклад, заевтектоїдні вуглецеві сталі, застосовувані для постійних магнітів, які повинні мати високу коерцитивну силу, загартовують на мартенсит.

6.5. Відпускання

Призначення відпуску - зняти внутрішні залишкові напруги, які виникли в загартованій сталі, і одержати необхідні структуру та механічні властивості. Відпуск є найважливішою операцією термічної обробки, яка формує структуру і властивості сталі і визначає її поведінку в експлуатації. При відпусканні виконується нагрівання сталі нижче точки A_{c1} (лінії PSK) (рис.6.1), витримка й охолодження.

У залежності від температури нагріву розрізняють низький, середній і високий відпуск. *Низький відпуск* характеризується температурами нагрівання $150...250\text{ }^{\circ}\text{C}$, при яких у сталі протікають тільки перше і друге перетворення, що не знижує поміт-

но її твердості. Після низького відпуску сталь одержує структуру відпущеного мартенситу. Низький відпуск застосовується для вуглецевих і легованих інструментальних сталей, для яких необхідні високі твердість ($HRC\ 59\dots 63$) і зносостійкість. Середній відпуск характеризується нагріванням до $350\dots 500^\circ\text{C}$, при якому в сталі відбувається третє перетворення. Після середнього відпуску сталь має структуру троостита відпуску. Ця структура у вуглецевій сталі має достатньо високу твердість ($HRC\ 44\dots 54$) при високій пружності. Середній відпуск застосовують для пружинних і ресорних сталей. Високе відпускання характеризується температурою нагрівання $500\dots 700^\circ\text{C}$ і структурою сорбіта відпускання. Подвійну термічну обробку, яка складається з гартування на мартенсит і високого відпуску називають поліпшенням, тому що після такої обробки відпущена сталь одержує найбільш сприятливе поєднання механічних властивостей - високі в'язкість і пластичність поряд із достатньою міцністю. Високому відпуску піддають, як правило, конструкційні (вуглецеві та леговані) сталі, що поліпшуються, які містять $0,3\dots 0,5\%\text{C}$.

На рис.6.4 наведені криві зміни механічних властивостей сталі 40 після відпуску, з яких очевидно, що при відпусканні в порівнянні з гартуванням, міцність і твердість сталі знижуються, а пластичність і в'язкість підвищуються. Змінюються також і фізичні властивості сталі.

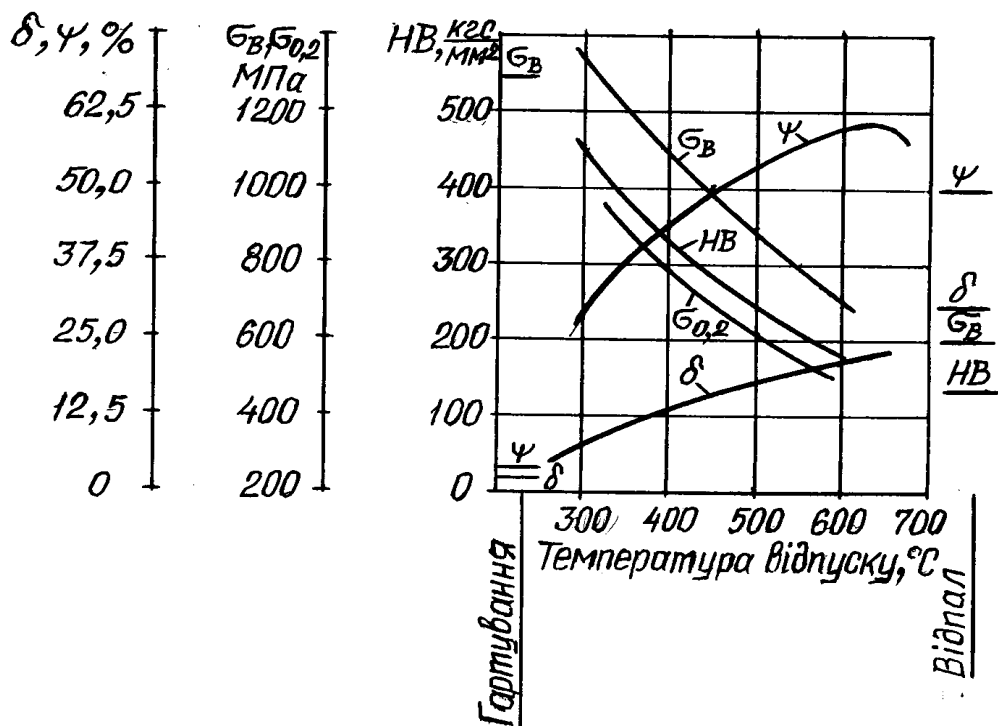


Рис.6.4. Механічні властивості сталі 40 в залежності від температури відпуску

Крім температури нагрівання, важливим чинником при відпуску є час витримки; чим вища температура відпускання, тим час витримки може бути меншим. Швидкість охолодження при відпусканні вуглецевої сталі великого значення не має.

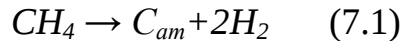
Тема 7. ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СТАЛІ

7.1. Сутність, призначення та основні процеси, що відбуваються при хіміко-термічній обробці сталі

Хіміко-термічною обробкою (ХТО) називають технологічний процес дифузійного насичення поверхневого шару деталей різними елементами. Різні види хіміко-термічної обробки застосовують для підвищення поверхневої твердості, зносостійкості, опору втомленості, контактної витривалості, а також для захисту від електрохімічної та газової корозії.

При ХТО деталь розміщують у середовищі з високим вмістом елемента, що дифундує у метал. Процес насичення поверхні металу дифундуючим елементом складається з трьох етапів.

На першому етапі протікають хімічні реакції у середовищі, в якій розміщена деталь, у результаті яких утворюються активні атоми дифундуючого елемента, наприклад,



На другому етапі процесу відбувається абсорбція або хемосорбція активних атомів дифундуючого елемента поверхнею металу, в результаті чого дуже тонкий поверхневий шар насичується дифундуючим елементом, тобто відбувається процес абсорбції. Цей процес можливий тільки в тому випадку, якщо дифундуючий елемент здатний розчинятися в матеріалі деталі або утворювати з ним хімічні сполуки.

Третій етап – дифузійне проникнення елемента вглиб металу, що супроводжується утворенням твердих розчинів чи фазовою перекристалізацією. Як результат цього етапу утворюється дифузійний шар зі змінною концентрацією дифундуючого елемента по перерізу (рис. 7.1).

Найбільш повільною ланкою ХТО є третій етап, тобто дифузійна стадія, коли формується структура і властивості поверхневого шару деталі.

Результати ХТО визначаються товщиною дифузійного шару та концентрацією насичуючого елемента у поверхневому шарі, а основними технологічними параметрами процесу є склад насичуючого середовища, температура та його тривалість.

Склад насичуючого середовища та температура визначають швидкість дисоціації сполук і утворення насичуючого елемента в атомарному вигляді. Температура, крім того, визначає швидкість дифузії насичуючого елемента в металі, яка залежить від коефіцієнту дифузії D .

Залежність коефіцієнта D від температури виражається рівнянням (7.2) і графіком (рис. 7.2).

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}} \quad (7.2)$$

де A - коефіцієнт, який залежить від типу кристалічної ґратки металу, що насичується; Q - енергія активації процесу дифузії; R - газова постійна; T - абсолютна температура.

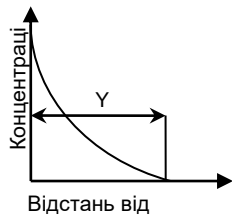


Рис. 7.1 Зміна концентрації дифундуючого елементу по перерізу деталі.
γ- товщина дифузійного шару

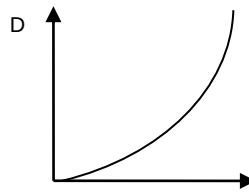


Рис. 7.2 Графік залежності коефіцієнта дифузії D від температури T.

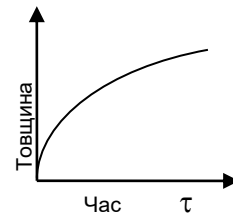


Рис. 8.3 Графік залежності товщини дифузійного шару від тривалості процесу ХТО

Графік (рис. 7.2) показує, що коефіцієнт дифузії D сильно зростає з підвищенням температури і, відповідно, тривалість ХТО суттєво залежить від температури процесу.

Тривалість процесу ХТО визначається потрібною товщиною дифузійного шару. При постійних параметрах процесу (температура, склад насичуючого середовища) збільшення товщини шару в часі підкоряється параболическому закону:

$$y = k\sqrt{\tau} \quad (7.3)$$

Найбільш інтенсивно товщина дифузійного шару зростає на початку ХТО.

Товщина дифузійного шару залежить від (крім тривалості процесу) температури процесу, характеру твердого розчину, що утворюється, складу оброблюваного металу і концентрації дифундуючого елементу на поверхні деталі. Чим вище концентрація дифундуючого елементу на поверхні, тим більша товщина шару при даній температурі та тривалості процесу насичення. Швидкість дифузії атомів насичуючого елементу, який утворює з оброблюваним металом тверді розчини проникнення, значно вище, ніж при утворенні твердого розчину заміщення. Тому при насиченні сталі металами (Cr , Al , Si тощо), які утворюють із залізом тверді розчини заміщення, процес проводять при більш високих температурах і більш тривалий час і при цьому отримують меншу товщину дифузійного шару, ніж при насиченні азотом і вуглецем, які утворюють із залізом тверді розчини проникнення. Дифузія елементів у гратці Fe_α відбувається легше ніж у гратці Fe_γ тому що γ -залізо більш щільно упаковане.

В залежності від насичуючого елементу ХТО сталі поділяється на такі види: цементация, азотування, ціанування (нітроцементация), дифузійне насичення сталі металами і неметалами.

7.2. Цементация сталі.

Цементация — це технологічний процес дифузійного насичення поверхневого шару сталей вуглецем.

Цементацию проводять з метою отримання твердої, стійкої до зношення поверхні, що досягається збагаченням поверхневого шару металу деталей вуглецем і послідовним гартуванням і низьким відпуском. Крім того, після такого комплексного процесу підвищується границя контактної витривалості і границя витривалості при згині і крутінні.

Для цементації звичайно використовують низьковуглецеві сталі, що містять від 0.1 до 0.25 % С. Це забезпечує збереження серцевиною деталі, яка не насичується вуглицем при цементації, високої в'язкості після гартування. Поверхні деталі, які не підлягають цементації, захищають шаром міді завтовшки 0,02...0,05 мм. Цементації звичайно піддають деталі машин, які повинні мати зносостійку робочу поверхню і в'язку серцевину: зубчасті колеса, вали, пальці, розподільчі вали, кулачки, черв'яки тощо.

Цементацію проводять, як правило, при температурах, що перевищують точку A_{c3} (930...950 °С), при яких стійкою фазою є аустеніт, який розчиняє вуглець у великих кількостях.

Цементований шар має змінну концентрацію С по глибині, яка зменшується від поверхні до серцевини деталі. На поверхні деталі концентрація С після цементації доводиться до 0,8...1,0%. Тому в структурі цементованого шару після повільного охолодження можна розрізнити три зони (рис.7.4): заевтектоїдну, що складається з перліту і цементиту; евтектоїдну, що складається тільки з пластинчастого перліту; і доевтектоїдну, що складається з перліту і фериту з поступовим зменшенням кількості перліту і збільшенням кількості фериту.

Поверхня деталі

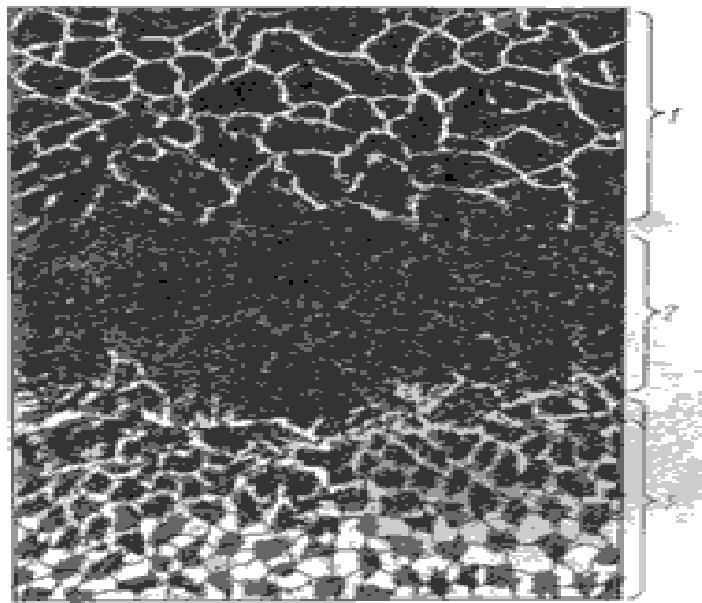


Рис.7.4. Мікроструктура дифузійного шару після цементації низьковуглецевої сталі: 1 – заевтектоїдна зона; 2 – евтектоїдна зона; 3 – доевтектоїдна зона

Товщина цементованого шару звичайно становить 0,5...1,8 мм. При цьому зі збільшенням температури процесу збільшується товщина шару, що отримується за даний проміжок часу.

Для забезпечення максимального опору контактної втоми кількість С на поверхні може бути підвищена до 1,1...1,2%. Але більш висока концентрація С викликає погіршення механічних властивостей цементованого виробу.

На практиці найчастіше застосовують два способи цементації: у твердому і газовому карбюризаторі.

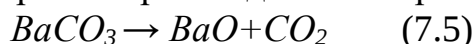
Цементация у твердому карбюризаторі. Найбільш розповсюджений твердий карбюризатор складається в основному з деревного вугілля з додаванням вуглекислих солей ($BaCO_3$, Na_2CO_3 та ін.) у кількості 10...40% від маси вугілля.

Деталі, які підлягають цементации, укладають у металеві ящики і засипають карбюризатором. Ящики герметизують, змазуючи кришку вогнетривкою глиною, завантажують у піч і витримують при температурі 930...950 °C. При цьому у цементацийному ящику відбуваються такі процеси:

1) вуглець деревного вугілля взаємодіє з киснем повітря, що залишився у цементацийному ящику, за реакцією:



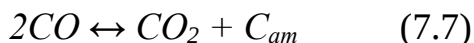
3) вуглекислий Ва при нагріванні розкладається за реакцією:



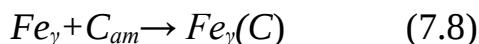
4) вуглекислий газ взаємодіє з вуглецем вугілля, утворюючи оксид вуглецю:



4) оксид вуглецю, який утворюється за реакціями (7.4), (7.6), розкладається у присутності заліза за реакцією:



5) активний атомарний С який утворюється в результаті реакції (7.7) абсорбується поверхнею деталі:



6) розчинений С дифундує вглиб металу, утворюючи дифузійний шар з підвищеним вмістом С.

Вуглекислі солі активізують карбюризатор, прискорюючи швидкість утворення атомарного С за реакціями (7.5), (7.6) і (7.7).

Тривалість цементации твердими карбюризаторами залежить від розмірів ящика і потрібної товщини шару і становить від 10 до 20 год. Після цементации ящики охолоджують на повітрі до 400...500 °C, потім розкривають.

Газова цементация. Сутність газової цементации полягає в тому, що процес здійснюється в печах з герметичною камерою, наповненою газовим карбюризатором. Як цементуючий газ використовують природний газ, пропан-бутанові суміші, рідкі вуглеводні, а також ендогازی.

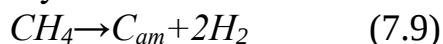
Газова цементация має ряд переваг порівняно з цементацией в твердому карбюризаторі, основними з яких є:

1) можливість забезпечення заданої концентрації С у шарі;

2) скорочення тривалості процесу завдяки відсутності в технологічному процесі цементацийних ящиків з малотеплопровідним карбюризатором;

3) можливість повної механізації та автоматизації процесу завдяки спрощенню термічної обробки деталей після цементации (гартування можна проводити безпосередньо з цементацийного нагріву після попереднього підстижування).

При використанні природного газу, основною складовою якого є метан CH_4 , $C_{ат}$ утворюється при дисоціації метану:



Процес здійснюють при температурі 910...930 °C протягом 6...12 год., при цьому одержують цементований шар завтовшки 1,0...1,7 мм.

Кінцеві властивості цементовані деталі отримують у результаті термічної обробки, яку проводять після цементації. Така обробка проводиться для виправлення структури серцевини і цементованого шару після тривалого високотемпературного процесу цементації, отримання високої твердості і зносостійкості поверхневого шару та добрих механічних властивостей серцевини деталі. У більшості випадків, особливо при обробці спадково дрібнозернистих сталей, застосовують гартування з температури 820...850 °С. Така обробка забезпечує подрібнення зерна і повне гартування цементованого шару і часткову перекристалізацію та подрібнення зерна серцевини.

Після газової цементації часто проводять гартування безпосередньо із цементаційної печі після підстижування до 840...860 °С. Така обробка не виправляє структуру цементованого шару і серцевини. Тому таку обробку застосовують тільки для виробів, виготовлених із спадково дрібнозернистих сталей.

Інколи термічна обробка після цементації складається з подвійного гартування і відпуску. Перше гартування (або нормалізація) з нагріванням до 880...900 °С проводять для виправлення структури серцевини, а друге гартування ($t_H=760...780$ °С) – для усунення перегріву цементованого шару і надання йому високої твердості та зносостійкості. Заключною операцією термічної обробки цементованих виробів є низький відпуск при 160...180 °С, який зменшує внутрішні напруги, поліпшує механічні властивості, зберігаючи високу твердість і зносостійкість поверхні деталі.

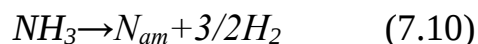
7.3. Азотування сталі.

Азотуванням називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі азотом. Вперше був здійснений в 1913 р. М.П. Чижевським.

Азотування проводять з метою підвищення твердості, зносостійкості, границі витривалості і корозійної стійкості сталейних виробів. Перевагами азотування перед цементацією є:

- 1) вища твердість азотованого шару;
- 2) вища теплостійкість азотованого шару; твердість азотованого шару зберігається до 450...500 °С;
- 3) вища корозійна стійкість азотованого шару.

Азотування проводять у герметичних камерах, в яких підтримують температуру 500...600 °С, і в які з певною швидкістю подається аміак. Аміак при таких температурах розкладається за реакцією:



Атомарний азот абсорбується поверхнею сталейних деталей і дифундує вглиб металу.

У системі $Fe - N$ можливо утворення таких фаз:

ε -фаза – твердий розчин азоту на базі нітриду Fe_3N ;

γ -фаза – твердий розчин на базі нітриду Fe_4N ;

α -азотистий ферит з максимальним вмістом 0,42% N при 590 °С і 0,01% N при 20 °С;

γ -фаза – азотистий аустеніт, який при температурі 590 °С розкладається на евтектоїдну суміш $\alpha + \gamma'$.

Структура азотованого шару складається із механічної суміші твердих розчинів на основі нітридів Fe_4N і Fe_3N . Під цим шаром розміщується азотистий ферит. При наявності в сталі легуючих елементів азот також утворює нітриди: CrN , Cr_2N , Mo_2N , MnN , TiN , AlN , VN . Утворення дисперсних нітридів легуючих елементів перешкоджає руху дислокацій і внаслідок цього підвищують твердість азотованого шару. Найбільш сильно підвищують твердість азотованого шару Al , Cr , Mo , V . Тому при необхідності забезпечення високої твердості і зносостійкості азотованої деталі для її виготовлення застосовують середньовуглецеву сталь 38Х2МЮА. Сумісна присутність в даній сталі Cr , Mo , Al забезпечує твердість після азотування до 1200HV. Молібден, крім того усуває відпускну крихкість, яка може виникати при повільному охолодженні від температури азотування.

Азотування – дуже повільний процес. Його тривалість, звичайно, досягає 60 год. Для прискорення процесу застосовують ступінчасте азотування, іонне азотування, азотування в рідких середовищах складу 40 % $KCNO$ + 60 % $NaCN$ (теніфер-процес) тощо.

Азотуванню піддають циліндри двигунів, насосів, шестерні, копії верстатів, втулки, клапани двигунів внутрішнього згорання, матриці і пуансони штамів. Недоліком азотування є крихкість азотованого шару.

7.4. Ціанування (нітроцементация) сталі.

Ціануванням називають процес дифузійного насичення поверхневого шару сталей деталей одночасно вуглецем і азотом. Ціанування застосовують для підвищення поверхневої твердості, зносостійкості і втомної міцності сталей деталей, а також корозійної стійкості. Найчастіше ціанування проводять в розплавлених солях, що містять ціаністі солі, наприклад, $NaCN$, і в газовому середовищі, що містять вуглець і азот. Процес газового ціанування називають ще нітроцементациєю.

Рідке ціанування в залежності від температури процесу поділяється на низько-, середньо- та високотемпературне.

Низькотемпературне ціанування проводять при низьких температурах 560...600 °С, що призводить до насичення поверхні деталі переважно азотом. Але цей процес є більш продуктивним ніж азотування сталі. Такому ціануванню піддають різальний інструмент із швидкорізальної, високохромистої сталі для підвищення його зносостійкості, що забезпечується утворенням дисперсних нітридів.

Середньотемпературне ціанування проводять в розплавлених солях, що містять ціаністий натрій. Температура процесу 820...860 °С, а тривалість для отримання шару завтовшки 0,15...0,35 мм. становить 30...90 хв. Процес проводять у ваннах такого складу: 20...25 % $NaCN$, 25...50 % $NaCl$, 25 ... 50 % Na_2CO_3 . При ціануванні протікають такі хімічні процеси:



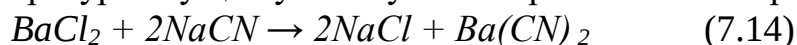
Атомарні вуглець і азот, що виділяються в результаті цих процесів, абсорбуються поверхнею деталі та дифундують вглиб металу.

Ціанований шар, який отримується при середньотемпературному ціануванні, містить 0,7% C і 0,8...1,2 % N.

Після ціанування проводять гартування безпосередньо із ціанистої ванни і низький відпуск (180...200 °C). Твердість ціанованого шару після такого комплексу обробок становить *HRC* 58...62.

Високотемпературне ціанування проводять для отримання шару більшої товщини (0,5...2,0 мм.). Процес проводять при 930...950 °C в ванні складу 8 % *NaCN*, 82 % *BaCl₂* і 10 % *NaCl*, яку покривають шаром графіту для зменшення тепловтрат і угару ціанистих солей. Тривалість процесу становить 1,5...6 год.

При високотемпературному ціануванні у ванні протікають такі реакції:



Активні атоми вуглецю та азоту, що утворюються в результаті цих реакцій, абсорбуються поверхнею деталі та дифундують вглиб металу, утворюючи ціанований шар. Вміст вуглецю на поверхні деталі після такої обробки 0,8...1,2 % , а азоту – 0,2...0,3 %.

Після високотемпературного ціанування деталі охолоджують на повітрі, потім піддають гартуванню і низькотемпературному відпуску.

Ціанування має низку переваг над цементацією, основними з яких є:

- 1) менша тривалість процесу;
- 2) менша деформація і жолоблення деталей складної форми;
- 3) вища зносо- та корозійна стійкість.

Але цей процес має недоліки - високу вартість і отруйність ціанистих солей.

Нітроцементация – це процес дифузійного насичення поверхневого шару сталевих деталей одночасно вуглецем і азотом із газоподібного середовища, яке складається з науглецьовувального газу (80...90 %) і аміаку (20...10 %). Процес проводять при 840...860 °C протягом 4...10 год. Основне призначення нітроцементації – підвищення твердості, зносостійкості та границі витривалості сталевих виробів.

Встановлено, що при одночасному насиченні сталевих виробів вуглецем і азотом прискорюється дифузія вуглецю.

Після нітроцементації проводять звичайно гартування безпосередньо з печі та низький відпуск при 160...180 °C. Твердість шару після такої обробки становить 58...60 *HRC* (570...690 *HV*).

Товщина нітроцементованого шару становить 200...800 мкм і не повинна перевищувати 1000 мкм, тому що при більшій товщині виникають дефекти, які знижують механічні властивості дифузійного шару.

Оптимальний сумарний вміст вуглецю і азоту залежить від марки сталі і становить 1,0...1,65 %, при цьому вміст азоту повинен бути від 0,1 ... 0,15 % до 0,4 ... 0,5%.

Нітроцементації піддають звичайно деталі складної форми, які схильні до жолоблення. Перевагами нітроцементації над газовою цементацією є:

- 1) більш низька температура процесу;
- 2) менші деформації і жолоблення деталей;
- 3) вищий опір спрацюванню і корозії;

- 4) менша товщина шару;
- 5) менша тривалість процесу.

7.5. Дифузійне насичення металами (металізація) і неметалами.

Дифузійною металізацією називають процес дифузійного насичення сталі різними металами: алюмінієм, хромом, цинком. Проводять цей процес з метою отримання високої окалинотійкості, жаростійкості, корозійної стійкості, твердості і зносостійкості.

В залежності від стану середовища, в якому відбувається процес, розрізняють такі основні способи дифузійної металізації:

- 1) занурювання в розплавлений метал;
- 2) насичення з розплавлених солей, що містять дифундуючий елемент;
- 3) насичення із сублімованої фази випаровуванням дифундуючого елемента;
- 4) насичення із газової фази, що складається із галогенних сполук дифундуючого елементу.

Найбільш розповсюдженими різновидами дифузійної металізації є алітування і хромування.

Хромування – це процес насичення поверхневого шару сталей виробів хромом. Хромовані вироби набувають високу окалинотійкість (до 800 °C), корозійну стійкість у воді, морській воді та азотній кислоті, а сталі з вмістом понад 0,3...0,4 % C – також твердість та зносостійкість.

Дифузійний шар при хромуванні технічного заліза складається з твердого розчину хрому в α -залізі і має невелику твердість (250...300 HV). Шар, отриманий при хромуванні сталі з вмістом понад 0,3 % C, складається з карбідів $(Cr, Fe)_7 C_3$ або $(Cr, Fe)_{23} C_6$ і має високу твердість – 1200...1300HV.

Хромування застосовують для деталей паросилового обладнання, пароводяної арматури, клапанів, вентилів, патрубків, а також деталей, що працюють на зношення в агресивних середовищах.

Алітування – це процес насичення поверхні сталі алюмінієм. Проводять алітування з метою отримання високої окалинотійкості (до 850...900 °C), що забезпечується утворенням на поверхні алітованих виробів щільної плівки оксиду Al_2O_3 , яка запобігає окисленню металу. Алітований шар має також гарну корозійну стійкість в атмосфері і морській воді.

Структура алітованого шару складається з твердого розчину алюмінію в α -залізі. Концентрація алюмінію на поверхні деталі досягає до 30 %, а товщина шару становить 200...1000 мкм. Твердість алітованого шару досягає до 500 HV, але його зносостійкість низька. Алітуванню піддають пальники газогенераторних машин, ковпачки термодар, клапани та інші деталі, що працюють при високих температурах.

Силіціювання – це процес насичення поверхні сталі кремнієм. Силіціювання забезпечує високу корозійну стійкість у морській воді, в азотній, сірчаній і соляній кислотах і дещо підвищує зносостійкість.

Силіційований шар складається з твердого розчину кремнію в α -залізі. Його товщина становить 300...1000 мкм. і він характеризується підвищеною пористістю, ни-

зкою твердістю – 200...300 HV. Але після попереднього просочення маслом при 170...200 °С набуває високу зносостійкість.

Силіціювання застосовують для обробки деталей у хімічній, паперовій, нафтовій промисловості. Силіціюванню піддають також сплави на основі молібдену.

Борування – це процес дифузійного насичення поверхневого шару сталі бором. Борування проводять для підвищення зносостійкості, твердості, корозійної стійкості, окислостійкості (до 800 °С) і теплостійкості.

При боруванні заліза дифузійний шар складається з ромбічного бориду FeB і тетрагонального бориду Fe_2B . Під шаром боридів розміщується перехідна зона із твердого розчину бору в α -залізі. При нагріванні бориди стійкі: FeB – до 800 °С, Fe_2B – до 1000 °С. Хром і марганець при боруванні дифундують у зону боридів, утворюючи складні бориди $(Fe, Mn, Cr)B$ і $(Fe, Mn, Cr)_2B$, які мають будову, аналогічну борідам FeB і Fe_2B відповідно.

Борідний шар звичайно має товщину 100...200 мкм. Він характеризується високою твердістю (1800...2000 HV) і крихкістю. Висока твердість борідного шару зберігається до 700 °С, що дозволяє застосовувати борування для підвищення зносостійкості деталей, що працюють при високих температурах.

Боровані сталі мають високу корозійну стійкість у водних розчинах соляної, сірчаної, і фосфорної кислоти а також стійкі до дії киплячих водних розчинів $NaOH$ і KOH .

Боруванню піддають втулки нафтових насосів, диски п'яти турбобура, штампи, деталі прес-форм і машин для лиття під тиском. Стійкість вказаних деталей після борування зростає у 2...10 рази.

Тема 8. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ

Легованими називають сталі, в які введені легуючі елементи, а легуючими називають елементи, які спеціально вводять в сталь для отримання певних властивостей. Основними легуючими елементами в сталі є: Mn , Si , Cr , Ni , Mo , Co , Cu , Ti , V , Nb , Al , B , W .

Вартість легованих сталей значно вища вартості вуглецевих сталей тому, що легуючі елементи суттєво дорожчі за залізо (табл. 8.1.). Тому деталі з легованих сталей слід застосовувати тільки після термічної обробки, коли використовуються всебічно позитивний і враховується негативний вплив легуючих елементів на сталь.

Таблиця 8.1.

Відносна вартість заліза і легуючих елементів.

Хімічний символ металу	Відносна вартість	Хімічний символ металу	Відносна вартість	Хімічний символ металу	Відносна вартість
Fe	1	Cr	25	V	750
Al	6	Co	35	Nb	800
Cu	7,5	Ti	90		

Mn	10	W	120		
Ni	17	Mo	170		

8.1. Вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза і на ферит. Карбідна фаза в легованих сталях.

Усі легуючі елементи за впливом на поліморфізм заліза поділяються на дві групи. Елементи першої групи підвищують точку A_4 і знижують точку A_3 , тобто розширюють γ -і звужують α -область (рис.8.1, а). До цієї групи належать: *Ni, Mn, C, N, Cu*.

Елементи другої групи, навпаки, знижують точку A_4 і підвищують точку A_3 , тобто розширюють α - і звужують γ -область. До цієї групи належать: *Si, Cr, Al, Mo, W, V, Ti, B, Zr* тощо (рис.8.1, б).

У легованих сталях при певному вмісті елементів першої групи (правіше т.1, рис.8.1, а) утворюється стійка аустенітна структура, яка не зазнає поліморфного ($\gamma \rightarrow \alpha$) - перетворення, а елементів другої групи (правіше т.2, рис.8.1,б) - феритна структура без ($\alpha \rightarrow \gamma$) - перетворення від температури плавлення до кімнатної температури.

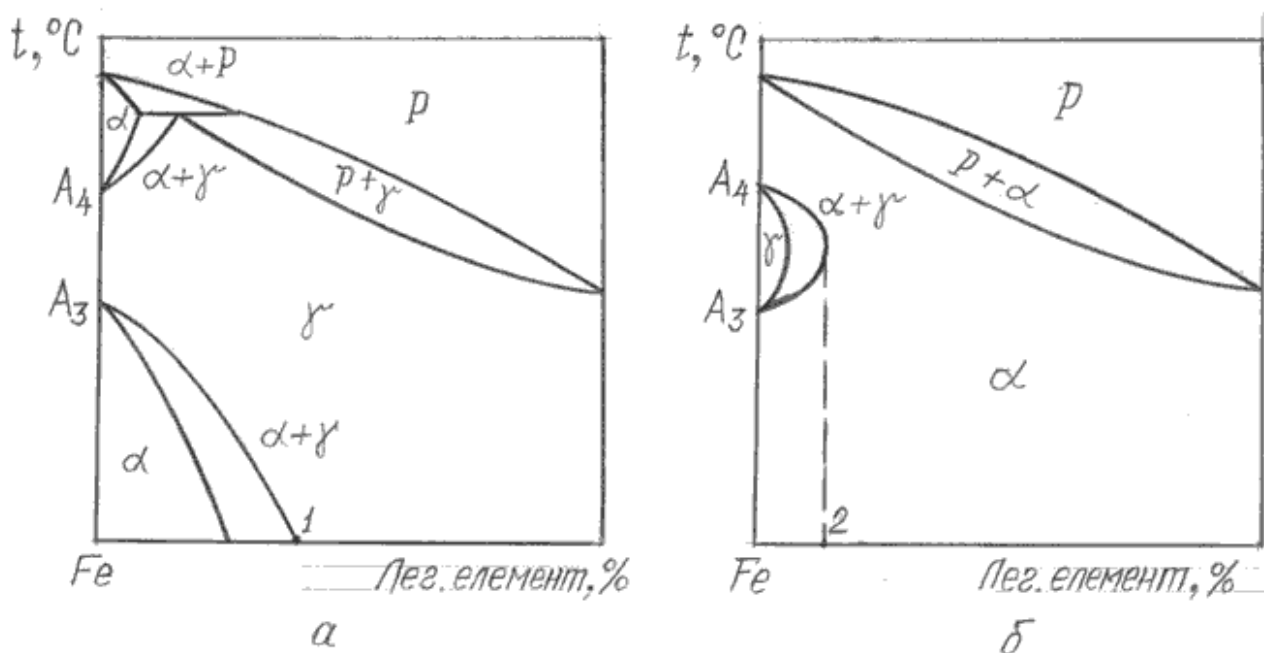


Рис.8.1. Діаграма стану сплавів залізо - легуючий елемент: а - з легуючими елементами першої групи; б - з легуючими елементами другої групи

Більшість легуючих елементів (*Si, Ni, Mn, Co, Cr, Mo, W* та ін.) розчиняються у фериті і утворюють тверді розчини заміщення, змінюючи параметри ґратки Fe_α , що пов'язано з різницею атомних радіусів заліза і легуючих елементів. Внаслідок зміни параметрів ґратки Fe_α значно змінюються властивості фериту. *Si, Mn* значно підвищують твердість і знижують в'язкість фериту, а *Ni* підвищує твердість фериту, не знижуючи його в'язкості, тобто найбільш корисним для сталі легуючим елементом є нікель.

Карбідна фаза в легованих сталях. Усі легуючі елементи в сталі в залежності від схильності до утворення карбідів поділяються на дві групи:

- перша група - це елементи, які не утворюють карбіди в сталі; до цієї групи належать такі елементи, як *Si, Ni, Co, Al*.

- друга група - це елементи, які взаємодіють з вуглецем і утворюють карбіди в сталі; до цієї групи належать: *Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb, Zr, Ta* та ін.

Карбіди за своїм хімічним складом і структурою поділяються на дві групи. До першої групи належать карбіди типу Me_3C , $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_6C , які утворюють *Fe, Mn, Cr, Mo, W*. Карбіди цієї групи мають складну кристалічну структуру і легко розчиняються при нагріванні в аустеніті. Карбіди другої групи (MeC , Me_2C) утворюють такі метали, як *Mo, W, V, Ti, Nb, Zr*. Вони належать до фаз проникнення, мають просту кристалічну будову і важко розчиняються в аустеніті.

Усі карбіди мають високу температуру плавлення і твердість; особливо це характерно для карбідів другої групи.

8.2. Вплив легуючих елементів на перетворення в сталі

Вплив легуючих елементів на кінетику розпаду аустеніту. Легуючі елементи, що не утворюють карбіди в сталі (за виключенням *Co*), уповільнюють процес розпаду аустеніту, тобто зміщують С-подібні криві на діаграмі ізотермічного перетворення аустеніту вправо (рис.8.2 а), тим самим знижуючи критичну швидкість гартування і підвищуючи прогартуваність сталі.

В сталях, що леговані карбідоутворюючими елементами (*Cr, Mo, W*), спостерігається два максимуми швидкості ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 8.2 б).

У практичному плані найбільш важливою є здатність легуючих елементів уповільнювати швидкість розпаду аустеніту в області перлітного перетворення, що сприяє більш глибокій прогартуваності та переохолодженню аустеніту до інтервалу мартенситного перетворення при більш повільному охолодженні. Найбільш сильно збільшує прогартуваність сталі *Cr, Ni, Mo, Mn*, тому вони входять до складу більшості конструкційних легованих сталей. Своєрідно впливає на кінетику розпаду аустеніту такі карбідоутворюючі елементи, як *V, Ti, Nb* і частково *W*. Внаслідок того, що карбіди цих елементів при звичайних температурах гартування (800...900°C) не розчиняються в аустеніті і діють як готові центри кристалізації перліту, прогартуваність сталі знижується при її легуванні цими елементами. При високій температурі нагріву при гартуванні карбіди цих елементів вже розчиняються в аустеніті, що призводить до збільшення прогартуваності сталі.

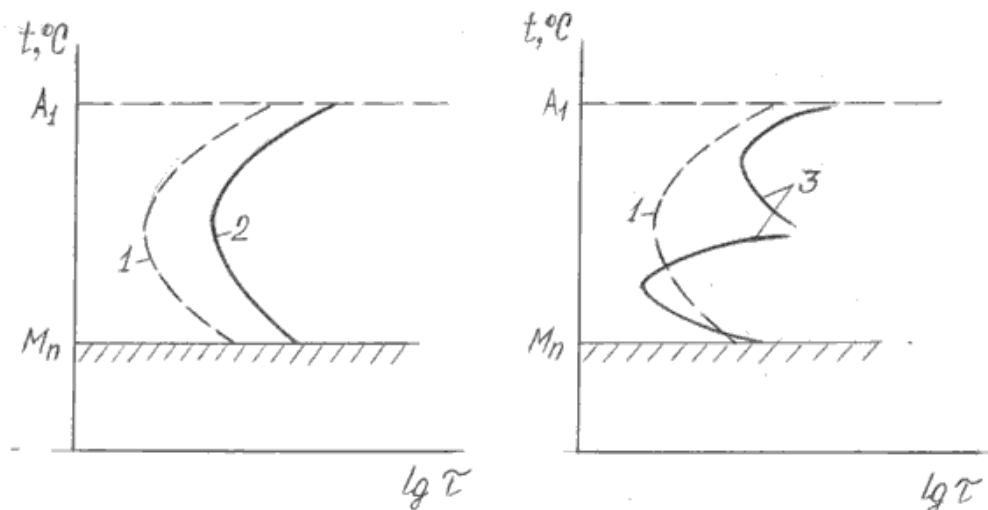


Рис.8.2. Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту: 1 - вуглецева сталь; 2 - сталь, що легована не карбідоутворюючими елементами; 3 - сталь, що легована карбідоутворюючими елементами

Вплив легуючих елементів на мартенситне перетворення. Легуючі елементи впливають на температури початку (M_n) і кінця (M_k) мартенситного перетворення. Такі елементи, як Al, Co підвищують M_n і M_k і зменшують кількість залишкового аустеніту, Si не впливає на них, а більшість легуючих елементів знижує температурний інтервал мартенситного перетворення, тим самим збільшуючи кількість залишкового аустеніту. Наприклад, 5% Mn знижує точку M_n нижче 0°C . Тому охолодженням при гартуванні у воді сталі, що містить $> 5\%$ Mn, можна тільки зафіксувати аустенітний стан.

Вплив легуючих елементів на ріст зерна аустеніту. Усі легуючі елементи (за виключенням Mn і B) зменшують схильність аустенітного зерна до росту. Mn і B навпаки сприяють росту зерна аустеніту. Елементи, що не утворюють карбіди, слабо, а карбідоутворюючі елементи (Cr, Mo, W, V, Ti) сильно, гальмують ріст зерна аустеніту при нагріванні, що пов'язано з утворенням в сталі стійких карбідів.

Вплив легуючих елементів на перетворення при відпусканні. Легуючі елементи уповільнюють процес розпаду мартенситу. Такі елементи, як Ni, Mn впливають на цей процес незначно, а Cr, Mo, Si та ін. - дуже помітно. Це пов'язано з тим, що процеси при відпусканні мають дифузійний характер і легуючі елементи уповільнюють карбідне перетворення. Тому для отримання однакових результатів сталь, леговану такими елементами, як Cr, Mo, Si тощо, слід нагрівати при відпусканні до більш високої температури або збільшувати тривалість відпускання у порівнянні з вуглецевими сталями.

8.3. Класифікація та маркування легованих сталей

Леговані сталі можуть бути класифіковані за чотирма ознаками: за рівноважною структурою, за структурою після охолодження на повітрі (у нормалізованому стані), за хімічним складом і за призначенням.

За рівноважною структурою леговані сталі поділяються на такі групи:

- доевтектоїдні сталі, структура яких складається з фериту і перліту;

- евтектоїдні сталі, які мають перлітну структуру;
- заевтектоїдні сталі, структура яких складається з перліту і вторинних карбідів;
- ледебуритні сталі, у структурі яких є первинні карбіди, що виділилися із рідкої фази; у литому стані надлишкові карбіди сумісно з аустенітом утворюють евтектику - ледебурит.

- аустенітні сталі, структура яких складається тільки з аустеніту (при високому вмісті легуючих елементів першої групи за впливом на поліморфізм заліза);

- феритні сталі, структура яких складається тільки з фериту (при високому вмісті легуючих елементів другої групи за впливом на поліморфізм заліза).

За структурою після охолодження на повітрі леговані сталі поділяються на три основні класи: перлітний, мартенситний і аустенітний.

Перлітні сталі мають невисокий вміст легуючих елементів (до 5...6%). При охолодженні таких сталей на повітрі крива охолодження перетинає С-криві в області перлітного розпаду. Тому в результаті розпаду аустеніту утворюються феритно-цементитні суміші різної ступіні дисперсності: перліт, сорбіт, троостит (рис.8.3, а).

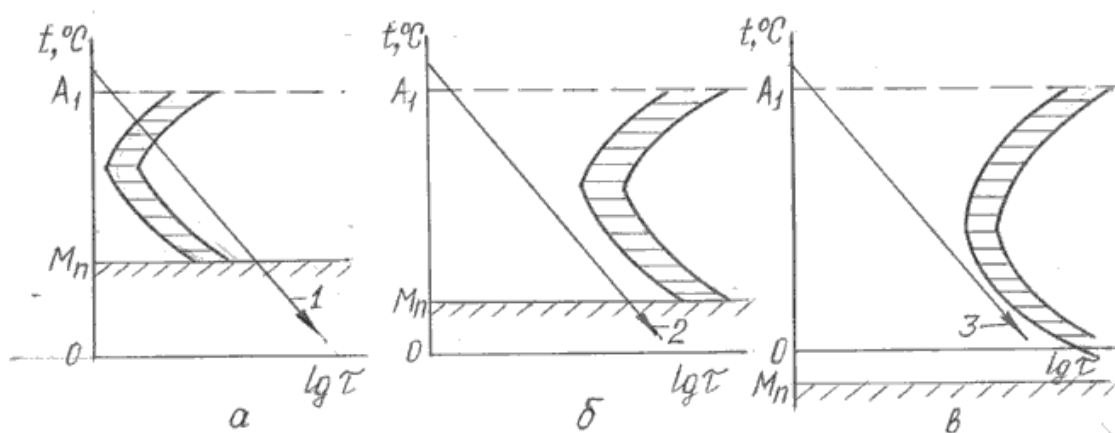


Рис. 8.3. Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту для сталей перлітного (а), мартенситного (б) і аустенітного (в) класів з накладеними кривими охолодження на повітрі (1, 2, 3)

Мартенситні сталі містять від 6 до 13% легуючих елементів. При такому великому вмісті легуючих елементів С-криві зміщені вправо настільки, що при охолодженні на повітрі аустеніт переохолоджується до точки M_n і перетворюється в мартенсит (рис.8.3, б).

Аустенітні сталі містять понад 13% легуючих елементів. При такому високому вмісті легуючих елементів у сталі, крім підвищення стійкості переохолодженого аустеніту, точка M_n знижується нижче 0°C , внаслідок чого сталь, яка охолоджена на повітрі при звичайних умовах (температура повітря вище 0°C), зберігає аустенітний стан (рис.8.3, в).

За хімічним складом леговані сталі підрозділяються:

- в залежності від легуючих елементів - на хромисті, хромонікелеві, хромонікельмолібденові, кремністі та ін.;

- в залежності від загального вмісту легуючих елементів - на низьколеговані (до 2,5%), леговані (від 2,5 до 10%) та високолеговані (понад 10%);

- в залежності від якості - на якісні (до 0,04% S і 0,035% P), високоякісні (до 0,025% P і S) та особливо високоякісні (до 0,015% S і 0,025% P).

За призначенням леговані сталі підрозділяють на конструкційні, інструментальні та з особливими властивостями.

Маркування легованих сталей. Для позначення марок легованих сталей в Україні прийнята літерно-цифрова система, згідно з якою кожна марка сталі складається з певного поєднання літер і цифр, які показують приблизний хімічний склад сталі. Марка сталі звичайно починається з одно-, дво- або тризначного числа, яке показує вміст (середній чи граничний) вуглецю в сталі: однозначне - в десятих (інструментальна сталь), дво- або тризначне - в сотих частках відсотка (конструкційна сталь або з особливими властивостями). Числа на початку марки відсутні якщо інструментальна сталь містить 1% чи більше 1%С. Легуючі елементи позначаються такими літерами: А - азот, Б - ніобій, В - вольфрам, Г - марганець, Д - мідь, Е - селен, К - кобальт, Н - нікель, М - молібден, П - фосфор, Р - бор, С - кремній, Т - титан, Ф - ванадій, Х - хром, Ц - цирконій, Ч - рідкоземельні метали (РЗМ), Ю - алюміній. Числа, що стоять за літерами, вказують приблизний (середній) вміст легуючого елемента, зазначеного даними літерами, в цілих відсотках. Якщо вміст легуючого елемента близько 1% або менше, то цифра відсутня. Літера А вказує на наявність в сталі азоту, якщо вона стоїть всередині марки, якщо на початку (А12) - автоматна, в кінці - високоякісна. Наприклад, сталь 20ХНЗА - конструкційна, легована, високоякісна (А) сталь, що містить ~ 0,2%С, ~1% Cr, 3%Ni; сталь 15Х17АГ14 - нержавіюча сталь, що містить ≤ 0,15%С, ~17%Cr, <1%N, ~14%Mn; сталь 4ХВ2С - інструментальна сталь, якісна, що містить ~0,4%С, ~ 1%Cr, 2%W, ~1%Si; сталь Х6ВФ - інструментальна сталь, якісна, що містить ≥ 1%С, ~6%Cr, ~1%W, <1%V.

Для деяких груп сталей прийняті додаткові позначення. Марки кулькопідшипникових сталей починаються з літери Ш, швидкорізальних - з літери Р (від слова "рапід" - швидкий), магнітнотвердих - з літери Е, електротехнічних - з літери Э. Вміст вуглецю в цих марках не вказується. Наприклад, сталь ШХ15СГ - це кулькопідшипникова сталь, що містить ~ 1,5%Cr, ~1%Si, ~1%Mn, тобто число, що стоїть за літерою Х вказує середній вміст хрому в десятих частках відсотка; сталь Р6М5 - це швидкорізальна сталь, що містить ~6%W і ~5%Mo, тобто число, яке стоїть за літерою Р вказує середній вміст вольфраму в цілих відсотках.

8.4.Конструкційні сталі.

Конструкційні сталі в залежності від комплексу обробок для одержання оптимальних службових властивостей деталей, а також за призначенням поділяються на такі групи:

- 1) сталі, що цементуються;
- 2) сталі, що поліпшуються;
- 3) ресорно-пружинні сталі;
- 4) високоміцні сталі;
- 5) кулькопідшипникові сталі;
- 6) зносостійкі сталі.

Сталі, що цементуються. До цієї групи належать низько- та середньолеговані сталі з вмістом вуглецю від 0,1 до 0,25%, які забезпечують після цементації (чи ціа-

нування), гартування та низького відпуску високу поверхневу твердість ($HRC\ 58...62$) при в'язкій, але достатньо міцній серцевині ($HRC\ 35...45$, $KCU = 0,6...1,0\ МДж/м^2$). Ці сталі використовують для виготовлення деталей машин, що працюють в умовах змінних і ударних навантажень і одночасно на зношування.

Основними легуючими елементами сталей цієї групи є Cr , Mn , Ni , Mo , Ti , V , B , W тощо. Карбідо- та нітридоутворюючі елементи (Cr , Mn , Mo та ін.) підвищують прогартовуваність, поверхневу твердість, зносостійкість і контактну витривалість. Ni підвищує в'язкість серцевини та поверхневого шару і знижує поріг холодноламкості. Легування сталі V , Ti , Al , призводить до утворення дисперсних нітридів (VN , TiN , AlN), карбідів (TiC , VC), що сприяє подрібненню зерна, а це забезпечує зниження крихкості та підвищення в'язкості сталі, що дуже важливо при роботі в умовах динамічних і знакозмінних навантажень. Бор підвищує прогартовуваність і міцність сталі, але знижує її в'язкість і пластичність.

Леговані сталі, що цементуються, за механічними властивостями поділяють на дві групи: сталі середньої міцності з $\sigma_{0,2} < 700\ МПа$ ($15X$, $15XФ$) і підвищеної міцності з $\sigma_{0,2} = 700...1100\ МПа$ ($12X2H4A$, $18X2H4MA$ та ін.).

Сталі, що поліпшуються. До цієї групи відносяться сталі, які використовуються після поліпшення (гартування+високий відпуск). Ці сталі ($40X$, $40XH$, $40XФА$, $30XГСА$ та ін.) містять $0,3...0,5\%C$ і $1...6\%$ легуючих елементів. Сталі загартовують з $820...860^{\circ}C$ у маслі, а високий відпуск проводять при $500...560^{\circ}C$ з послідовним охолодженням у воді, маслі або на повітрі (в залежності від складу сталі). Структура сталі після такої обробки - сорбіт. Сталі цієї групи застосовують для виготовлення відповідальних деталей (валів, шатунів, штоків та інших деталей), що працюють в умовах дії циклічних або ударних навантажень. Тому сталі, що поліпшуються, повинні мати високі значення $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , KCU , малу чутливість до надрізу. Основними легуючими елементами сталей цієї групи є Cr , Ni , V , Mn , Si , Mo , W , B . Легуючі елементи підвищують міцність і прогартовуваність сталі. Крім того, ванадій ($\sim 0,15\%$) сприяє подрібненню її зерна і підвищенню в'язкості, Mo і W усувають відпускну крихкість.

Ресорно-пружинні сталі. Основні вимоги до сталей цієї групи - це забезпечення високих значень σ_{yn} , σ_m ($\sigma_{0,2}$), σ_{-1} , а також необхідної пластичності та опору крихкому руйнуванню.

Сталі для пружин і ресор містять від $0,5$ до $0,75\%$ вуглецю. Їх легують кремнієм (до $2,8\%$), марганцем (до $1,2\%$), хромом (до $1,2\%$) і нікелем (до $1,7\%$). Широке застосування мають кремністі сталі $55C2$, $60C2A$, $70C3A$. Кращі технологічні властивості, ніж кремністі сталі, має сталь $50XФА$, яка широко використовується для виготовлення автомобільних ресор, клапанних пружин.

Термічна обробка легованих ресорно-пружинних сталей - це гартування ($t_H=850...880^{\circ}C$) та середній відпуск ($t_H=400...480^{\circ}C$).

Для сталей, які використовуються для пружин і ресор, необхідно забезпечити наскрізну прогартовуваність деталей, щоб отримати після відпуску структуру трооститу по всьому перерізу. Високі пружні та міцнісні властивості пружинної сталі досягаються також при ізотермічному гартуванні. Суттєве підвищення границі витри-

валості ресор досягається їх поверхневим наклепом шляхом дробоструменевої і гідроабразивної обробки, у процесі яких в поверхневому шарі деталей утворюються залишкові напруження стиску.

Високоміцні сталі. Високоміцними називають сталі, що мають границю міцності 1500...2000 МПа і більше, достатній запас пластичності та в'язкості. До високоміцних сталей відносяться:

- середньовуглецеві комплексно-леговані сталі, які використовуються після гартування з низьким відпуском або після термомеханічної обробки (30ХГСН2А, 40ХН2МА, 38ХН3МА);
- мартенситно-старіючі сталі (03Н18К9М5Т, Н12К15М10, Н10Х11М2Т);
- метастабільні аустенітні (трип, ПНП) сталі (*TRIP* - *Transformation Induced Plasticity*, ПНП - пластичність, наведена перетворенням).

Термомеханічна обробка забезпечує середньовуглецевим сталям типу 30ХГСН2А і 40ХН2МА високу міцність ($\sigma_s=2000\ldots2800\text{МПа}$) при достатній пластичності ($\delta=8\ldots6\%$) і в'язкості ($KCU=0.30\ldots0,15\text{ МДж/м}^2$).

Мартенситностаріючі сталі зміцнюються за рахунок мартенситного ($\gamma\rightarrow\alpha$) перетворення, яке супроводжується фазовим наклепом, і штучного старіння при 450...500°C, коли з мартенситу виділяються дисперсні частинки інтерметалідів типу Ni_3Ti , $NiTi$, Fe_2Mo тощо. Механічні властивості після старіння: $\sigma_s=2000\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2}=1800\text{ МПа}$, $\delta=12\%$, $\Psi=50\%$, $KCU=0,50\text{ МДж/м}^2$. В'язкість руйнування $K_{Ic}=50\ldots70\text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Основним легуючим елементом мартенситностаріючих сталей є нікель. Ефективність старіння підвищують додатковим легуванням Ti , Al , Mo , Nb , Co . Підвищення в'язкості цих сталей забезпечується низьким ($\leq 0,03\%$) вмістом вуглецю.

Мартенситностаріючі сталі використовують у літако- і ракетобудуванні, а також у кріогенній техніці, завдяки високій пластичності і в'язкості при низьких температурах.

У метастабільних аустенітних (трип, ПНП) сталях поєднання високої міцності та пластичності забезпечується підбором певного складу сталі, режиму термічної обробки та температурного деформування. До цієї групи належать сталі, що містять 0,2...0,3%С, 8...10%Cr, 8...25%Ni, 2...6%Mo 1...2,5%Mn, до 2%Si, наприклад, 30Х9Н8М4Г2С2, 25Н25М4Г1. Склад сталі повинен бути таким, щоб точка Mn лежала нижче 0°C. Для отримання підвищеної міцності такі сталі після гартування з 1000...1100°C піддають пластичному деформуванню з великими ступенями стискування (50...80%) в інтервалі температур 450...600°C, у результаті чого відбувається наклеп аустеніту, а також його збіднення вуглецем і легуючими елементами внаслідок виділення карбідів і додаткове дисперсійне зміцнення. Після гартування, наклепу і деформаційного старіння аустеніту трип-сталі набувають оптимальних механічних властивостей: $\sigma_s=1800\ldots2000\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2}=1400\ldots1700\text{ МПа}$, $\delta >20\%$ (до 100...150%) тощо.

Кулькопідшипникові сталі повинні мати високу твердість, міцність, стійкість проти зношування та контактну витривалість. Це досягається підвищенням якості сталі шляхом позапічної обробки синтетичними шлаками, електрошлакового чи вакуумно-дугового переплаву. В якості кулькопідшипникових використовують високо-

вуглецеві ($\sim 1\%C$) хромисті сталі (ШХ4, ШХ15). Для деталей великих перерізів такі сталі додатково легують Mn та Si , що дозволяє збільшити їх прогартовуваність (ШХ15СГ). В якості попередньої термічної обробки застосовують сфероїдизуючий відпал, а в якості заключної - гартування у маслі з температур $840\ldots 860^\circ C$ і низький відпуск при $150\ldots 170^\circ C$. Після такої обробки структура сталі складається з мартенситу і окремих частинок карбідів, а твердість досягає $HRC61\ldots 63$.

Для підшипників, що працюють в агресивних середовищах, використовують нержавіючу сталь 95Х18.

Зносостійкі сталі. Зносостійкість деталей звичайно забезпечується підвищеною твердістю поверхні. Представником цієї групи є високомарганцева аустенітна сталь 110Г13Л ($1,10\%C$, $13\%Mn$, Л - ливарна). Ця сталь після гартування у воді з температури $1050\ldots 1100^\circ C$ отримує однофазну аустенітну структуру і має низьку твердість ($180\ldots 220HB$) і високу пластичність ($\delta = 34\ldots 53\%$, $\Psi = 34\ldots 43\%$). Але при такій низькій твердості деталі, виготовлені з цієї сталі, успішно працюють на зношування в умовах абразивного тертя, яке супроводжується дією високого тиску і великих динамічних навантажень, що характерно, наприклад, для траків гусениць, щок дробарок, стрілок рейок, зубів ковшів екскаваторів тощо. Це пояснюється підвищеною схильністю цієї сталі до наклепу. Висока зносостійкість сталі досягається не тільки деформаційним зміцненням аустеніту, але і утворенням мартенситу з гексагональною (ϵ) або ромбоєдричною (ϵ') ґратками. Твердість сталі після деформування на 70% підвищується до 530HB.

Вироби, що працюють в умовах кавітаційного зношування, виготовляють із сталей 30Х10Г10, ОХ14Г12М.

8.5.Інструментальні сталі.

Інструментальні сталі поділяються на чотири типи:

- пониженої прогартовуваності (переважно вуглецеві);
- підвищеної прогартовуваності (леговані);
- штампові;
- швидкорізальні.

До особливої групи інструментальних матеріалів належать тверді сплави.

Леговані інструментальні сталі. До цієї групи належать сталі, які містять від 1% до 3% легуючих елементів і мають підвищену прогартовуваність, наприклад, 9ХС, ХВГ, ХВ5. Інструменти з цих сталей загартовуються у маслі. Після гартування проводять низький відпуск. Твердість після такого відпуску $HRC65 - 62$ (в залежності від температури відпуску). Сталі цієї групи використовують для інструмента, що нагрівається у процесі роботи до температури, яка не перевищує $200\ldots 250^\circ C$.

Швидкорізальні сталі. На відміну від інших інструментальних сталей швидкорізальні сталі мають високу теплостійкість (червоностійкість), тобто здатність зберігати мартенситну структуру при підвищених температурах (до $600\ldots 650^\circ C$).

Основними легуючими елементами швидкорізальних сталей, які забезпечують їх теплостійкість, є W і Mo . Сильно підвищує теплостійкість (до $645\ldots 650^\circ C$) і твердість після термічної обробки ($HRC67\ldots 70$) Co і в меншій мірі V . Ванадій, утворюючи дуже

твердий карбід VC, підвищує зносостійкість інструменту, але погіршує здатність до шліфування.

До найрозповсюдженіших швидкорізальних сталей відносяться P18, P9, P6M5. Ці сталі рекомендуються для всіх видів інструментів при обробці вуглецевих і легированих сталей. Для обробки високоміцних, нержавіючих, жароміцних сталей і сплавів застосовують сталі, які містять кобальт: P18K5Ф2, P9M4K8, P9K5 тощо.

Швидкорізальні сталі відносяться до ледебуритного класу. Їх фазовий склад у відпаленому стані представляє собою легований ферит і карбіди. Кількість карбідної фази в сталі P18 досягає 25...30%, а в сталі P6M5 - 22%. У структурі литої швидкорізальної сталі є складна евтектика (ледебурит), яка розміщується по границях зерен.

Для надання швидкорізальній сталі теплостійкості її піддають гартуванню і багатократному відпуску.

Температура гартування сталі P18 становить 1270°C, а P6M5 - 1220°C. Такі високі температури необхідні для більш повного розчинення карбідів в аустеніті і отримання після гартування більш стійкого мартенситу. Структура швидкорізальної сталі після гартування складається з високолегованого мартенситу, що містить 0,3...0,4%С, надлишкових карбідів і залишкового аустеніту, кількість якого становить 25...30% у сталі P18 і 28...34% у сталі P6M5. Залишковий аустеніт знижує твердість і різальні властивості сталі. Для усунення залишкового аустеніту інструмент піддають триразовому відпуску при 550...570°C з витримкою при цій температурі 45...60хв. Вміст аустеніту зменшується до 2%, а твердість підвищується з HRC62 до HRC64. Інколи для зменшення вмісту залишкового аустеніту безпосередньо після гартування інструмент охолоджують до -80°C, після чого проводять одно- або двократний відпуск при 550...570°C.

Штампові сталі. Штампові сталі застосовують для виготовлення штампів холодного та гарячого деформування, пуансонів, матриць, фільер, пресформ для лиття під тиском.

Сталі для штампів холодного деформування повинні мати високу твердість та зносостійкість, високу в'язкість, а сталі для штампів гарячого деформування додатково повинні мати високу теплостійкість, термостійкість і теплопровідність. Для штампів холодного деформування застосовують такі марки: Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1 тощо, а для штампів гарячого деформування - 7Х3, 5ХНМ, 4ХМФС, 3Х2В8Ф тощо. Сталі для штампів холодного деформування піддають гартуванню і відпуску на твердість в межах HRC58...63 (в залежності від призначення). Сталі для штампів гарячого деформування піддають гартуванню і відпуску на твердість в межах HRC 38...50.

Інструментальні тверді сплави. Це сплави, що одержують методом порошкової металургії і складаються з карбідів тугоплавких металів (WC, TiC, TaC), які з'єднуються кобальтом. У промисловості застосовують тверді сплави трьох груп:

- вольфрамові, які складаються з карбиду WC і Co (BK3, BK6, BK8, BK10);
- титановольфрамові, до складу яких входять карбіди WC, TiC і Co (Т30К4, Т15К6, Т14К8 та ін.);
- титанотанталовольфрамові, до складу яких входять карбіди WC, TiC, TaC і Co (ТТ7К12, ТТ8К6, ТТ20К9 та ін.)

У марках сплавів літери, що стоять на її початку, позначають групу: В - вольфрамова, Т - титановольфрамова, ТТ - титанотанталовольфрамова. Літера К - позначає кобальт, а число за цією літерою - вміст кобальту в цілих відсотках. Число, яке стоїть за літерою Т, вказує на вміст карбіду титану в цілих відсотках, а за двома літерами ТТ - на сумарний вміст карбідів титану і танталу.

Структура твердих сплавів являє собою частинки карбідів, навколо яких розташовано кобальт. При високому вмісті TiC (Т30К4) структура сплаву складається тільки із карбіду титану і кобальту, тому що карбід вольфраму розчиняється у карбіді титану. Зі збільшенням вмісту Co у сплаві зносостійкість знижується, а експлуатаційна міцність підвищується.

Характерною особливістю твердих сплавів є їх висока червоностійкість, яка досягає $800...1000^{\circ}C$, і твердість - $HRA\ 87...92$. Недоліками цих сплавів є підвищена крихкість і мала міцність на розтяг.

8.6. Корозійностійкі (нержавіючі) сталі.

Корозія - це процес руйнування металу під дією зовнішнього середовища. За механізмом протікання розрізняють хімічну корозію, яка виникає під дією газів чи неелектролітів (нафта), і електрохімічну, що відбувається при контакті металу з електролітами - кислотами, лугами, солями, вологою атмосферою, ґрунтом, морською водою. Корозійний процес звичайно відбувається шляхом виникнення на поверхні сплаву мікрогальванічних елементів внаслідок наявності там ділянок, які мають різний електрохімічний потенціал (фази, границі зерен, тіло зерна, інші дефекти структури), і розчинення анодних ділянок в електроліті.

Сталі, які стійкі проти електрохімічної корозії, називаються корозійностійкими (нержавіючими). Корозійна стійкість досягається введенням у сталь елементів, які утворюють на поверхні щільні, міцно зв'язані з основою захисні плівки, які перешкоджають безпосередньому контакту з агресивним середовищем, а також підвищують електрохімічний потенціал у даному середовищі. Додавання в сталь більше $12...14\%Cr$ різко змінює її електрохімічний потенціал з від'ємного на додатний, внаслідок чого вона стає корозієстійкою в атмосфері і в багатьох інших середовищах.

Нержавіючі сталі за хімічним складом поділяють на дві основні групи: хромисті та хромонікелеві.

Хромисті нержавіючі сталі застосовують трьох типів: з 13 , 17 і $25\% Cr$. У сталях з $13\% Cr$ вміст вуглецю може змінюватись у межах від $0,08$ до $0,40\%$. Структура і властивості хромистих сталей залежить від вмісту Cr і C . У залежності від структури у нормалізованому стані хромисті сталі підрозділяють на такі класи: феритний (08X13, 12X17, 15X25T, 15X28), мартенситно-феритний (12X13) і мартенситний (20X13, 30X13, 40X13).

Сталі з низьким вмістом вуглецю (08X13, 12X13) пластичні, добре зварюються і штамнуються. Їх піддають гартуванню у маслі ($t_H=1000...1050^{\circ}C$) з високим відпуском при $600...800^{\circ}C$. Їх застосовують для виготовлення деталей, на які діють ударні навантаження (клапани гідравлічних пресів), або які працюють у слабо агресивних середовищах (лопаті гідравлічних і парових турбін і компресора). Сталі 30X13,

40X13 мають високу твердість і міцність. Їх загартовують з 1000...1050°C у маслі та відпускають при 200...300°C. після такої обробки вони зберігають мартенситну структуру з твердістю *HRC* 50...52 і достатню корозійну стійкість. Використовують ці сталі для виготовлення карбюраторних голок, пружин, хірургічних інструментів тощо. Високохромисті сталі феритного класу (12X17, 15X25Т, 15X28) мають більш високу корозійну стійкість, ніж сталі, що містять 13%Cr. Ці сталі не зміцнюються термічною обробкою і схильні до сильного росту зерна при нагріванні вище 850°C. Для подрібнення зерна і підвищення опору міжкристалітної корозії їх легують титаном.

Хромонікелеві нержавіючі сталі. В залежності від структури їх поділяють на аустенітні, аустеніто-мартенситні та аустеніто-феритні. Структура цих сталей залежить від вмісту вуглецю, хрому, нікелю та інших елементів.

Сталі аустенітного класу містять ~ 18%Cr, 9...10% Ni(12X18Н9, 17X18Н9). Після гартування вони отримують аустенітну структуру, яка має високу пластичність ($\delta = 40...50\%$, $\Psi = 50...60\%$), високу корозійну стійкість в окислювальних середовищах. Сталі цього класу характеризуються високою технологічністю. Недоліком цих сталей є їх схильність до міжкристалітної корозії, що зменшується додаванням до їх складу сильних карбідоутворюючих елементів – Ti або Nb – у кількості, що дорівнює п'ятикратному вмісту вуглецю (12X18Н10Т, 08X18Н12Б). Аустенітні сталі не схильні до крихкого руйнування при низьких температурах, тому вони широко використовуються у криогенній техніці для виготовлення місткостей для зберігання скраплених газів, виготовлення паливних баків тощо.

До аустенітно-мартенситного класу належать сталі 09X15Н8Ю, 09X17Н7Ю, які використовуються в основному як високоміцні. Вони добре зварюються, стійкі проти атмосферної корозії. З метою забезпечення достатньої міцності та підвищеної корозійної стійкості сталь 09X15Н8Ю піддають гартуванню на аустеніт ($t_n=925...975^\circ\text{C}$) з наступною обробкою холодом (-70°C) і старінням (350...380°C). Після такої обробки сталь набуває таких властивостей: $\sigma_s=1200...1300$ МПа, $\delta=14\%$. Застосовують сталі цього класу для виготовлення обшивки, соплових конструкцій і силових елементів вузлів літальних апаратів.

До аустеніто-феритного класу належать сталі 08X22Н6Т, 03X23Н6, 08X21Н6М2Т та ін. Ці сталі після гартування у воді з 1000...1100°C мають структуру, що складається із зерен аустеніту і фериту, які розміщені рівномірно і характеризуються невисокою міцністю ($\sigma_s=510...700$ МПа, $\sigma_{0,2}=300...500$ МПа) і достатньо високою пластичністю ($\delta=18...25\%$, $\Psi=45...55\%$). Пластична деформація призводить до значного зміцнення сталі. Наприклад, сталь 08X22Н6Т після деформування зі ступінню 35% набуває таких властивостей: $\sigma_s=1350$ МПа, $\sigma_{0,2}=1200$ МПа, $\delta=8\%$.

Перевагами сталей цього класу перед аустенітними є: більш оптимальний комплекс механічних властивостей; менша схильність до міжкристалітної корозії; більш низький вміст дефіцитного нікелю; менша схильність до росту зерна при нагріванні; стійкість в окислювально-відновлювальних середовищах; здатність до деформування у режимі надпластичності.

Аустенітно-феритні сталі застосовують у хімічному і харчовому машинобудуванні, суднобудуванні, літакобудуванні, медицині.

Тема 9. КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА СПЛАВИ

У сучасному машинобудуванні та інших галузях промисловості широко використовуються кольорові метали і, особливо, сплави, незважаючи на їх більш високу вартість. Це пов'язано з тим, що вони мають ряд переваг перед сплавами на основі заліза, основними з яких є висока питома міцність і висока корозійна стійкість. Крім того, перехід промисловості на сплави легких металів значно розширює сировинну базу металургії.

У машинобудуванні найбільш широко використовуються сплави на основі алюмінію, міді, магнію і титану.

9.1. Алюміній та сплави на його основі

Алюміній – один з найбільш легких металів. Його атомний номер 13, атомна маса 26,97, кристалічна ґратка ГЦК з параметром 0,40 нм, густина $\gamma=2,7$ г/см³, температура плавлення – $t_{пл}=660^{\circ}\text{C}$, механічні характеристики: $\sigma_B=110$ МПа, твердість 25НВ, $\delta=40\%$. Алюміній – хімічно активний метал, але, внаслідок утворення на поверхні щільної плівки з Al_2O_3 , має високу корозійну стійкість. Він також добре піддається деформуванню і зварюванню.

Технічно чистий алюміній як конструкційний матеріал використовується рідко через його низьку міцність.

У машинобудуванні широко застосовують сплави *Al* з *Cu*, *Mn*, *Mg*, *Si*, *Zn* тощо, які мають достатньо високу міцність, невелику густину і високі технологічні властивості. За технологічною ознакою вони поділяються на дві групи:

- а) сплави, що деформуються;
- б) ливарні сплави.

У свою чергу сплави, що деформуються, поділяються на сплави, які зміцнюються термічною обробкою, і на ті, що не зміцнюються термічною обробкою.

До алюмінієвих сплавів, що деформуються і не зміцнюються термічною обробкою, належать сплави типу *Al-Mn* (група АМц) і *Al-Mg* (група АМг). Вони мають високу технологічність і корозійну стійкість. *Mn* підвищує корозійну стійкість сплаву, а *Mg* зменшує густину сплаву, підвищує його міцність, не знижуючи пластичності. Марки сплавів цієї групи: АМц, АМг3, АМг5, де АМц, АМг – це сплави відповідно типів *Al-Mn* і *Al-Mg*, числа 3 і 5 вказують середній вміст магнію в %.

До алюмінієвих сплавів, що деформуються і зміцнюються термічною обробкою, належать сплави *Al* з *Cu*, які називають *дуралюмінами*. Здатність цих сплавів до зміцнення термічною обробкою пов'язано з тим, що мідь з алюмінієм, згідно з діаграмою стану *Al-Cu* (рис. 9.1), утворює твердий розчин зі змінною граничною розчинністю міді: при $t=548^{\circ}\text{C}$ – 5,6%, а при кімнатній температурі – 0,1%Cu. При охолодженні сплавів системи *Al-Cu*, що містять понад 0,1 до 5,6%Cu і які досягли однофазної області при нагріванні, з твердого розчину виділяється θ -фаза (CuAl_2) з високою твердістю (HV531), а в сплавах, додатково легованих магнієм, утворюється ще S-фаза (CuMgAl_2) з твердістю HV564. При гартуванні сплавів системи *Al-Cu*, що містять 4...5% *Cu*, з нагріванням до 500°C утворюється пересичений твердий розчин *Cu* в *Al*,

який є нестійким.

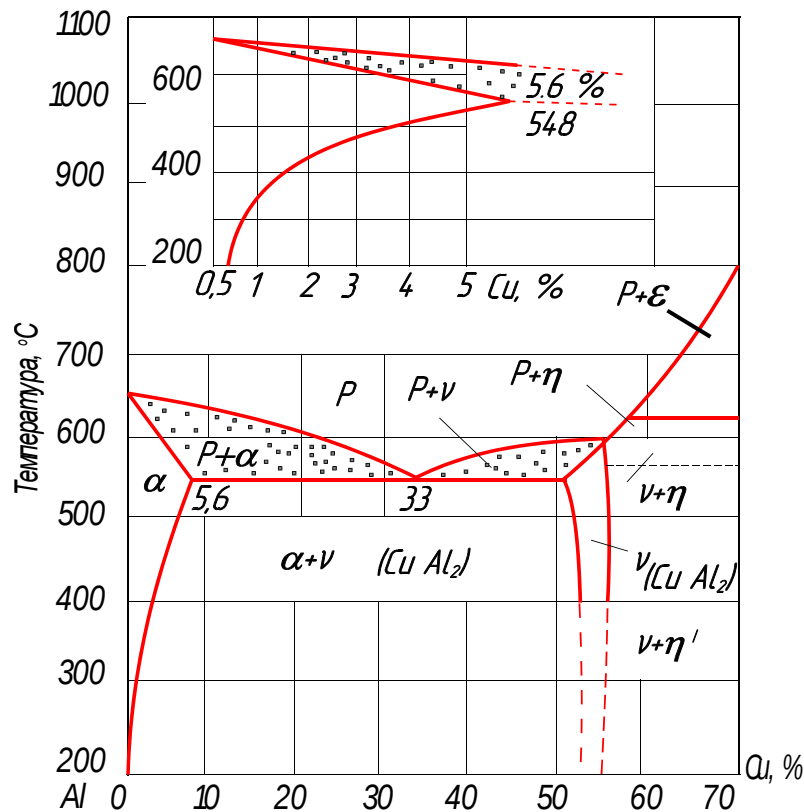


Рис. 9.1. Діаграма стану сплавів Al-Cu

Тому в них при витримці у звичайних умовах або при нагріванні відбуваються зміни, що пов'язані з виділенням із перенасиченого розчину надлишкової міді у вигляді θ -фази і переходу розчину в рівноважний стан. Цей процес називають старінням. Якщо цей процес відбувається при звичайних умовах, то старіння називають природним, а якщо при нагріванні – штучним. Тривалість природного старіння дуралюмініу становить 4...5 діб.

При старінні відбувається процес зміцнення сплавів системи Al-Cu, що є наслідком утворення зон Гінье-Престона (ГП) - при природному старінні, або метастабільної θ' -фази - при штучному старінні.

Зони ГП – це субмікроскопічні області з підвищеним вмістом міді, які мають пластинчасту форму завтовшки 0,5...1 нм і діаметром 4...10 нм, а θ' -фаза за складом відповідає стабільній фазі CuAl_2 (θ), але має кристалічну ґратку, яка відрізняється як від ґратки Al так і від ґратки CuAl_2 .

Дуралюміні містять 3,8...5,2%Cu, 0,4...1,8%Mg, 0,3...0,9%Mn. Марки цих сплавів позначають літерою Д і числом, яке вказує номер сплаву, наприклад, Д1, Д6, Д16 тощо. На практиці для підвищення міцності дуралюміні піддають гартуванню з 500 °C у воді та штучному старінню при 100...200 °C. Безпосередньо після гартування сплав має $\sigma_B=250$ МПа, а після старіння $\sigma_B=410...520$ МПа. Зміцнюючою фазою крім θ -фази є S-фаза (CuMgAl_2), твердість якої досягає HV564.

Ковкі алюмінієві сплави. До цієї групи належать сплави, з яких виготовляють деталі гарячою обробкою тиском – куванням, штампуванням тощо. Такі сплави позначаються літерами АК і числом, що позначає номер сплаву, наприклад, АК1, АК5, АК8 тощо.

Ливарні алюмінієві сплави. Типовими представниками цих сплавів є сплави системи Al-Si (рис. 9.2), так звані *силуміни*. Більшість силумінів – це доєвтектичні сплави. Їх структура складається з α -твердого розчину Si в Al і евтектики, що містить 11,7%Si. Для подрібнення структури і, відповідно, для підвищення механічних властивостей силуміни модифікують натрієм (0,05...0,08%Na) обробкою рідкого сплаву сумішшю солей *NaF* і *NaCl*. Ці сплави мають добрі ливарні властивості.

Маркують ливарні алюмінієві сплави літерами АЛ та числом, що вказує номер сплаву, наприклад, АЛ2, АЛ19, АЛ33 тощо.

Ливарні алюмінієві сплави широко використовують для виготовлення литих деталей приладів, корпусів турбін, насосів, блоків циліндрів тощо.

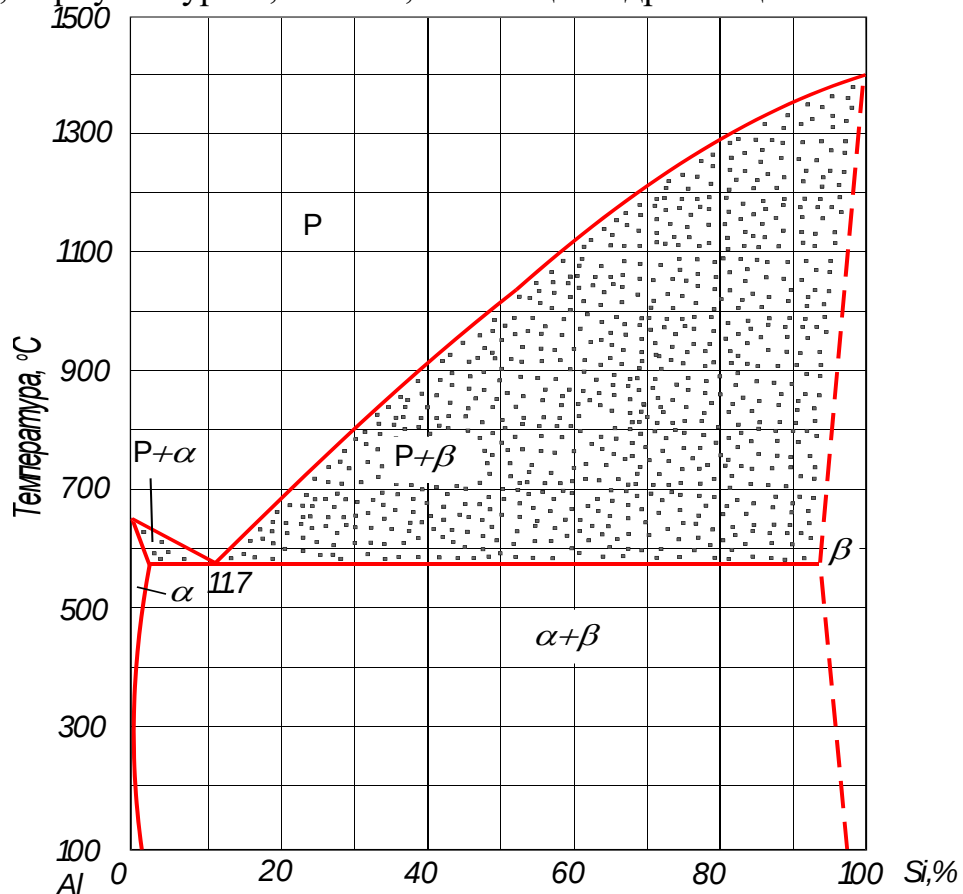


Рис. 9.2. Діаграма стану сплавів Al-Si

9.2. Магній та його сплави

Магній – найлегший конструкційний метал з атомним номером 12, атомною масою 24,32, ГЩУ–граткою, густиною 1,7 г/см³, температурою плавлення $t_{пл}=650^{\circ}\text{C}$, механічними властивостями: $\sigma_B=180 \text{ МПа}$, $\delta=18\%$. Магній хімічно дуже активний метал. У чистому вигляді як конструкційний матеріал його не застосовують. В основному застосовують сплави магнію з Al, Zn, Mn, Zr. Магнієві сплави за технологічною ознакою поділяють на дві групи: ливарні та сплави, що деформуються. Ливарні сплави маркуються літерами МЛ, а сплави, що деформуються - МА. Після цих літер ставлять число, яке вказує номер сплаву, наприклад, МА1, МА5, МА9, МЛ3, МЛ5 та ін.

Сплави магнію можна зміцнювати гартуванням і штучним старінням. Гартування ливарного сплаву здійснюється з нагріванням до температури близько 400°C, а

старіння – при 200..300°C.

Магнієві сплави погано деформуються при нормальній температурі. Для підвищення пластичності їх необхідно нагрівати до 360..520°C.

З магнієвих сплавів, що деформуються, виготовляють деталі автомобілів, літаків, ткацьких верстатів тощо. З ливарних сплавів виготовляють деталі двигунів, різних приладів, швейних машин, кліше тощо. Магнієві сплави мають високу питому міцність. Тому вони широко використовуються в літако- та ракетобудуванні.

9.3. Титан і його сплави

Титан – це сріблясто-білий метал з атомним номером 22, атомною масою 47,9, густиною $\gamma=4,5 \text{ г/см}^3$, температурою плавлення $t_{\text{пл}}=1672^\circ\text{C}$, має дві поліморфні модифікації: низькотемпературну Ti_α з ГЦУ-граткою і високотемпературну Ti_β з ОЦК граткою. Температура поліморфного перетворення титану становить $882,5^\circ\text{C}$.

Чистий йодидний титан має такі механічні характеристики: $\sigma_B=250 \text{ МПа}$, $\delta=60\%$, $\psi=80\%$. Зі зниженням чистоти міцність титану підвищується, а пластичність і в'язкість знижуються.

Титан – хімічно активний метал, але на повітрі швидко покривається захисною плівкою оксидів, через що набуває високої стійкості на повітрі, у воді, в органічних і неорганічних кислотах, тобто має високу корозійну стійкість. Крім того, титан і сплави на його основі характеризуються високою питомою міцністю. Недоліками титану є його активна взаємодія з азотом, киснем та воднем, схильність до водневої крихкості. Азот, вуглець, кисень і водень, зміцнюючи титан, знижують його пластичність, опір корозії, зварюваність. Титан погано оброблюється різанням і задовільно тиском.

Сплави на основі титану. Легуючі елементи за їх впливом на температуру поліморфного перетворення титану поділяють на дві основні групи: α -стабілізатори – елементи, що розширюють область існування α -фази та підвищують температуру $Ti_\alpha \leftrightarrow Ti_\beta$ - перетворення, і β -стабілізатори – елементи, які звужують α -область і знижують температуру поліморфного перетворення. До першої групи належать *Al, Ga, La, C, O, N, Ge*, а до другої – *V, Ta, Nb, Zr, W, Mo, Cr, Mn, Fe, Co, Si* тощо. Елементи другої групи поділяються на евтектоїдоутворюючі (*Cr, Mg, Fe* та ін.) та на ті, з якими титан утворює сплави, що не зазнають евтектоїдного розпаду (*V, Mo, Nb, Ta, W*), так звані β -ізоморфні стабілізатори.

Легуючі елементи впливають на експлуатаційні характеристики титану. *Fe, Al, Mg, Cr, Sn, V, Si* підвищують його міцність (σ_B), але знижують пластичність (δ, ψ) і в'язкість (KCU). *Al, Zr, Mo* підвищують жароміцність, а *Mo, Zr, Nb, Ta, Pd* – корозійну стійкість.

Класифікація титанових сплавів. За рівноважною структурою (після відпалу) титанові сплави поділяють на три основні групи: α -сплави, $(\alpha+\beta)$ -сплави (двофазні) та β -сплави. Сплави першої групи (α -сплави) малопластичні, а третьої групи (β -сплави) найбільш пластичні, але менш міцні. Найбільш високий комплекс властивостей мають двофазні $(\alpha+\beta)$ -сплави. Вони більш міцні, ніж однофазні, добре куються і

штампуються, піддаються термічній обробці. Тому, як конструкційний матеріал, переважно застосовуються двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави. Основними легуючими елементами титанових сплавів є *Al, Si, Mn, Cr, Mo, V, Zr*, при цьому *Al* входить до складу практично всіх сплавів *Ti*.

За технологічною ознакою титанові сплави поділяють на ливарні, ті, що деформуються та порошкові, а за фізико-хімічними і механічними властивостями – на високоміцні, звичайної міцності, високопластичні, жароміцні, корозостійкі.

Титанові сплави, що деформуються. Більшість титанових сплавів легують *Al*, який підвищує їх жорсткість, міцність, жароміцність і жаростійкість, а також знижує густину.

α -титанові сплави термічною обробкою не зміцнюються. Їх зміцнення досягається легуванням твердого розчину і пластичним деформуванням. До цієї групи належить сплав *BT5-1*, який має добру зварюваність, жароміцність, кислотостійкість, пластичність при низьких температурах, термічну стабільність до 450°C. До складу цього сплаву входять ~5%*Al* і ~2,5%*Sn*. Олово додають у сплав для поліпшення його технологічних і механічних властивостей. Механічні властивості даного сплаву: $\sigma_B=800\ldots1000$ МПа, $\delta=10\ldots15\%$. Зі сплаву *BT5-1* виготовляють листи, поковки, труби, дріт, профілі. ($\alpha+\beta$)-сплави зміцнюються термічною обробкою, що складається із гартування і старіння. Їх зварюваність гірша, ніж α -сплавів. Типовим представником цієї групи є сплав *BT6*, який характеризується оптимальним поєднанням технологічних і механічних властивостей. Хімічний склад сплаву *BT6*: ~6%*Al*, ~4%*V*, решта *Ti*, механічні властивості: $\sigma_B=1100\ldots1250$ МПа, $\delta=6\%$.

До двофазних сплавів належить жароміцний сплав *BT8*, який призначений для довготривалої роботи при 450...500°C під навантаженням. Хімічний склад сплаву *BT8*: ~6,4%*Al*, ~3,1%*Mg*, ~3%*Si*, механічні властивості: $\sigma_B=1000\ldots1250$ МПа, $\delta=9\ldots11\%$.

Псевдо- β -титанові сплави характеризуються високим вмістом β -стабілізаторів, високою пластичністю у загартованому стані та високою міцністю після старіння. До цієї групи належить сплав *BT15*, який має високу пластичність ($\delta=20\%$) і невисоку міцність ($\sigma_B=900$ МПа) у загартованому стані. Однак після старіння при 450°C його міцність підвищується до $\sigma_B=1500$ МПа при пластичності $\delta=6\%$. Зі сплаву *BT15* виготовляють прутки, поковки, листи, штаби. Хімічний склад сплаву *BT15*: ~3%*Al*, ~8%*Mo*, 11%*Cr*.

Ливарні титанові сплави. Ливарні сплави у порівнянні зі сплавами, що деформуються, мають більш низьку міцність, пластичність і витривалість, але дешевше. Їх склад аналогічний складу сплавів, що деформуються, тільки наприкінці марки ливарних сплавів ставлять літеру “Л”, наприклад, *BT5Л*, *BT14Л*.

Порошкові сплави титану. Порошкові сплави отримують методом порошкової металургії, що забезпечує зниження їх вартості приблизно на 50% і підвищення продуктивності виготовлення виробів у два рази.

Галузі застосування сплавів титану. Основними галузями використання сплавів титану є:

- літако- та ракетобудування (обшивка літаків, корпуси ракет і двигунів, диски і лопаті компресорів авіаційних двигунів);

- хімічна промисловість (компресори, клапани, вентилі);
- обладнання для обробки ядерного палива;
- морське та річкове суднобудування (гребні гвинти, обшивка кораблів);
- криогенна техніка.

9.4. Мідь і її сплави

Мідь – метал червоного, а у зломі рожевого - кольору. Її атомний номер 29, атомна маса 63,54, температура плавлення 1083°C, кристалічна ґратка-ГЦК з періодом 0,31607 нм, густина 8,94 г/см³. Характерною особливістю міді є її висока електропровідність ($\rho=0,0178 \text{ Ом см}^2/\text{м}$), тому вона широко використовується в електротехніці.

Механічні властивості чистої міді відносно низькі: $\sigma_B=250 \text{ МПа}$, твердість 45НВ, $\delta=50\%$, тому як конструкційний матеріал її застосовують дуже рідко. Підвищення механічних властивостей досягається утворенням різних сплавів на мідній основі. Широке застосування як конструкційний матеріал в техніці мають латуні (сплави міді з цинком) і бронзи (сплави міді з іншими елементами: *Sn, Pb, Si, Al, Be, Cr, Zr*).

Латуні – це мідні сплави, в яких основним легуючим елементом є цинк. На рис.9.3 наведена діаграма стану *Cu-Zn*. Відповідно до неї при вмісті цинку до 39% латуні мають структуру однофазного α -твердого розчину цинку в міді. Такі латуні мають високу пластичність, добре оброблюються тиском при низьких і високих температурах. Максимальну пластичність мають латуні, що містять $\sim 37\% \text{ Zn}$.

При вмісті $\text{Zn} > 39\%$ у структурі латуні з'являється β' -фаза – впорядкований твердий розчин на основі електронної сполуки *CuZn*, тобто структура латуні стає двофазною ($\alpha + \beta'$). Такі латуні мають підвищену міцність і твердість, але низьку пластичність.

Практичне застосування в техніці мають латуні з вмістом до $45\% \text{ Zn}$.

Для підвищення механічних властивостей та хімічної стійкості латуней до них часто додають легуючі елементи: *Al, Ni, Mn, Si, Sn* тощо. *Al, Mn, Fe, Si* підвищують міцність і твердість латуні, однак при цьому знижують її пластичність. *Al, Mn, Sn, Ni* підвищують корозійну стійкість латуней.

За технологічною ознакою латуні поділяються на ті, що деформуються та ливарні.

Латуні, що деформуються, використовують для виготовлення виробів і напівфабрикатів обробкою тиском. Двокомпонентні латуні маркуються літерою Л і числом, що вказує вміст міді у сплаві, %, наприклад, Л96, Л90, Л62. У латуні марки Л90 вміст міді становить 90%, решта (10%) – *Zn*. Якщо латунь додатково легована іншими елементами, то після літери Л ставляться літери, що вказують легуючі елементи, а після них число, що вказує вміст міді в %, та числа, які вказують вміст легуючих елементів (у тому ж порядку). Легуючі елементи у марках позначаються звичайно початковими літерами назви елементів: А-*Al*, О-*Sn*, С-*Pb*, Мц-*Mn*, Ф-*P*, Ж-*Fe*, Н-*Ni* і тд. Наприклад, ЛЖМц 59-1-1 – це латунь, що містить $59\% \text{ Cu}$, $1\% \text{ Fe}$, $1\% \text{ Mn}$.

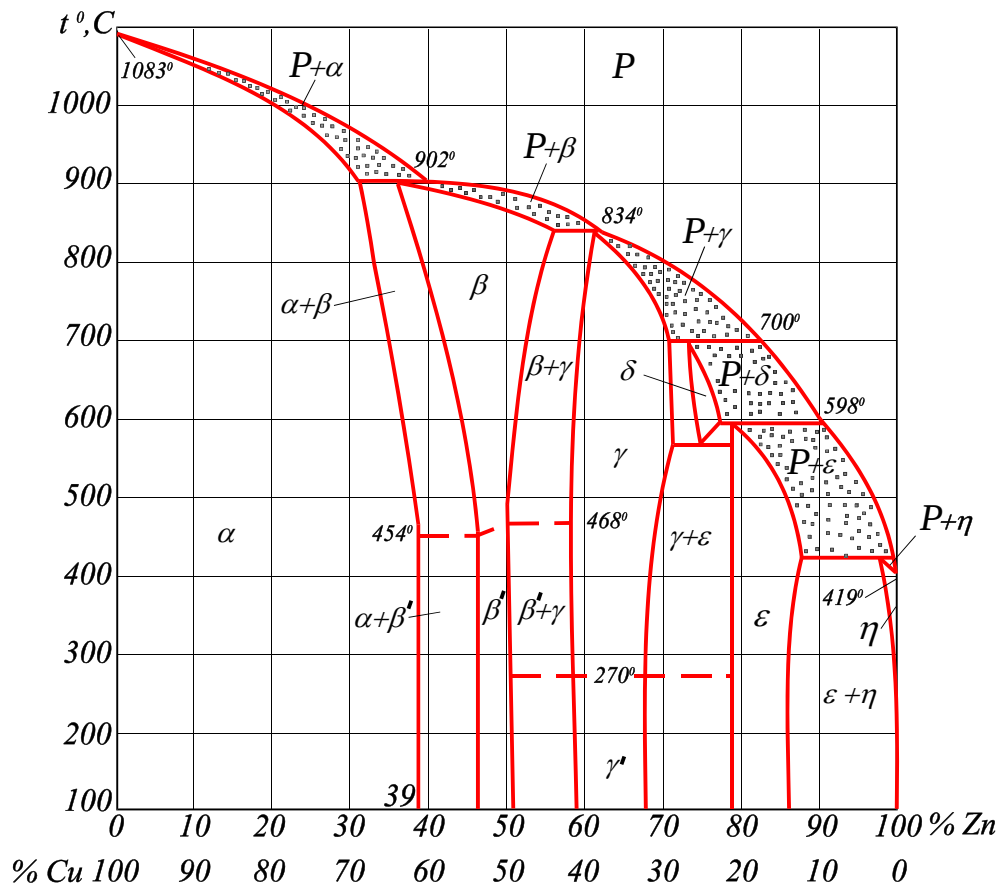


Рис. 9.3. Діаграма стану Cu-Zn

Ливарні латуні використовуються для фасонного лиття. Це в основному складнолеговані сплави. Легуючі елементи впливають на ливарні властивості латуней по різному. Наприклад, *Fe*, *Mn* знижують рідкотекучість, а *Sn* (до 2,5%) підвищує її. Ливарні латуні маркуються дещо інакше: після літери Л ставлять літеру Ц (цинк) та число, що вказує вміст цинку в сплаві, %, потім літери та числа, які вказують легуючі елементи та їх вміст у %, наприклад, ЛЦ23А6Ж3Мц2 – це ливарна латунь, що містить 23%*Zn*, 6%*Al*, 3%*Fe*, 2%*Mn*, решта – *Cu*.

Бронзи – це сплави міді з оловом, алюмінієм, кремнієм та іншими елементами (крім цинку). В залежності від основного легуючого елемента бронзи бувають олов'яністі, алюмінієві, кремнієві, свинцеві, берилієві, хромові та цирконієві, а за технологічною ознакою – ливарні і ті, що деформуються.

Бронзи мають добрі ливарні властивості. Їх усадка при литті в три рази менша, ніж у сталених виливках. Більшість бронз мають достатньо високу корозійну стійкість. Вони широко використовуються як антифрикційні сплави.

Маркують бронзи літерами Бр, за якими слідує літери, що вказують легуючі елементи, та числа, що вказують їх процентний вміст. Позначення легуючих елементів у бронзах співпадають з їх позначенням у латунях. Наприклад, марка бронзи БрОЦС5-5-5 – це бронза, що деформується, з вмістом 5%*Sn*, 5%*Zn*, 5%*Pb*, решта (85%) – мідь. У марках ливарних бронз числа, що вказують вміст легуючих елементів, ставлять відразу за відповідною літерою, наприклад, БрО5Ц5С5 – це ливарна бронза, що містить 5%*Sn*, 5%*Zn* і 5%*Pb*, решта – мідь.

Олов'яністі бронзи – це сплави міді з оловом та іншими елементами: *Zn*, *Pb*, *Ni*, *P*. При кристалізації олов'янистих бронз (рис. 9,4) утворюються такі тверді фази: α-

твердий розчин олова в міді; β -твердий розчин на базі електронної сполуки Cu_5Sn ; δ -електронна сполука $Cu_{31}Sn_8$; γ -твердий розчин на базі хімічної сполуки; ε -електронна сполука Cu_3Sn ; η -хімічна сполука Cu_6Sn_5 .

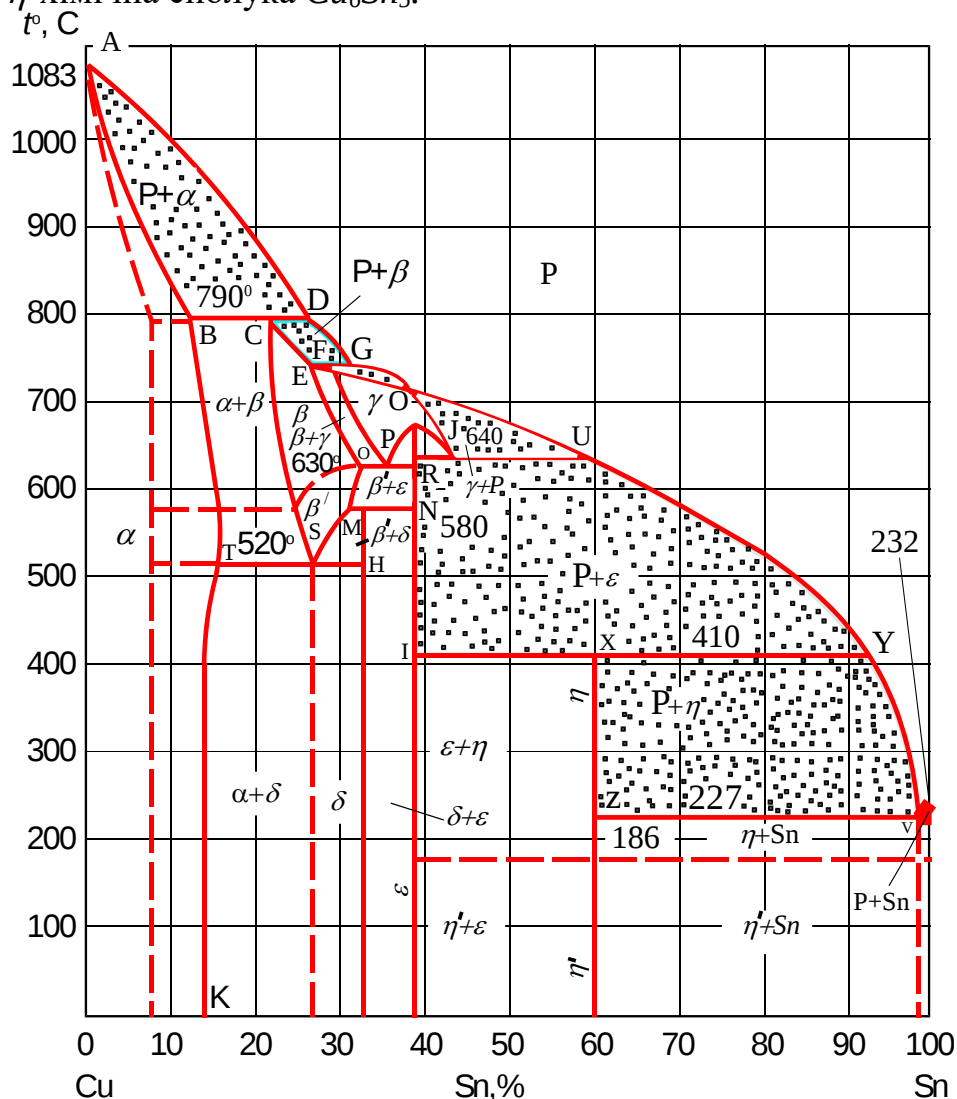


Рис. 9.4. Діаграма стану сплавів Cu-Sn

Олов'янисті бронзи за структурою поділяються на однофазні (α) та двофазні ($\alpha+\delta$). Звичайно δ -фаза виділяється при вмісті олова більше 6%. Вона підвищує твердість і крихкість бронз. Тому бронзи з вмістом 6%Sn не піддаються деформуванню і їх використовують у литому стані.

Характерною особливістю олов'янистих бронз є дуже мала усадка, тому їх використовують для отримання найбільш складних за конфігурацією відливків. Але вони мають невисоку рідкотекучість і не утворюють при кристалізації концентровану усадочну раковину, що пов'язано зі значною різницею в температурах між лініями ліквідус і солідус.

Механічні властивості олов'янистих бронз суттєво залежать від вмісту олова. Пластичність їх різко починає знижуватись при 5%Sn, а міцність – при ~25%Sn.

У промисловості застосовують бронзи, що містять до 10...12%Sn. Завдяки їх високій хімічній стійкості з них виготовляють парову і водяну арматуру. Крім того з них виготовляють вкладиші підшипників ковзання, тобто використовують як антифрикційний матеріал. До складу олов'янистих бронз часто додають Zn (для зниження

вартості) і свинець (для підвищення оброблюваності). Марки олов'янистих бронз: БрО10 – це бронза (Br), олов'яниста (O), 10%Sn, решта (90%) – мідь; БрОЦС5-5-5.

Алюмінієві бронзи – це сплави міді з алюмінієм, які додатково можуть бути леговані *Ni, Mn, Fe* та ін. Вони мають добрі технологічні і механічні властивості та не містять в собі дефіцитних складових.

У рівноважному стані (рис.9.5) мідь з Al утворює обмежений α -твердий розчин з граничною розчинністю при нормальній температурі (20°C) 9,4%Al. При вмісті понад 9,4%Al в сплавах Cu з Al при температурі 565°C відбувається евтектоїдне перетворення, в результаті якого утворюється механічна суміш α -твердого розчину і крихкої γ' -фази ($Cu_{32}Al_{19}$) – евтектоїд: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$.

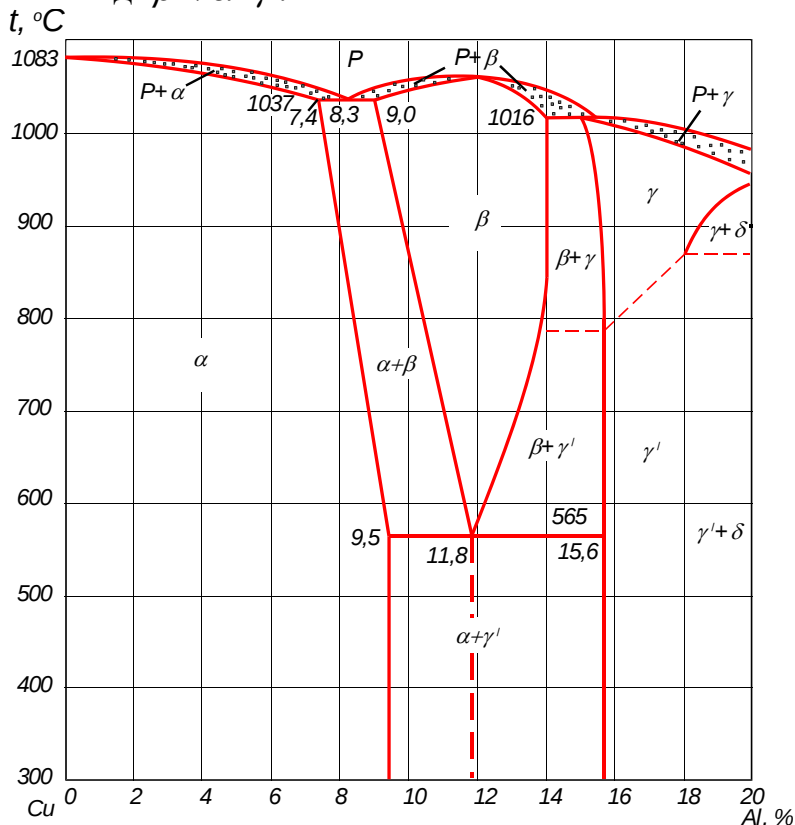


Рис. 9.5. Діаграма стану сплавів Cu-Al

В залежності від структури алюмінієві бронзи поділяються на одно (α)– і дво ($\alpha + \gamma'$)–фазні.

Однофазні Al–бронзи (<7...8% Al) добре деформуються пластично як у холодному, так і в гарячому стані, корозійностійкі, мають високі механічні та добрі ливарні властивості. До однофазних належать, наприклад, бронзи БрА5, БрА7.

Двофазні бронзи (>9...11% Al) характеризуються більш високою міцністю і крихкістю. Їх можна піддавати гартуванню і старінню. Наприклад, бронза БрАЖН10-4-4 зміцнюється гартуванням з температури 980°C і штучним старінням при 400°C. Після такої обробки твердість підвищується в два рази – з 200НВ до 400НВ.

З алюмінієвих бронз виготовляють литтям і обробкою тиском відповідальні деталі машин: шестерні, втулки, фланці.

Кремнієві бронзи – це сплави міді з кремнієм. Їх застосовують як заміників олов'янистих бронз. Вони характеризуються більшою усадкою, ніж олов'янисті бронзи, вищими корозійною стійкістю і механічними властивостями, а також високою

пружністю. До кремнієвих належать бронзи БрК4, БрКМц3-1.

Берилієві бронзи – це сплави міді з берилієм. Вони характеризуються високими механічними, зокрема, пружними властивостями, стійкістю проти корозії. У промисловості застосовують берилієві бронзи, що містять 1,6...2,6% *Be*, наприклад, БрБ2, БрБ2,5.

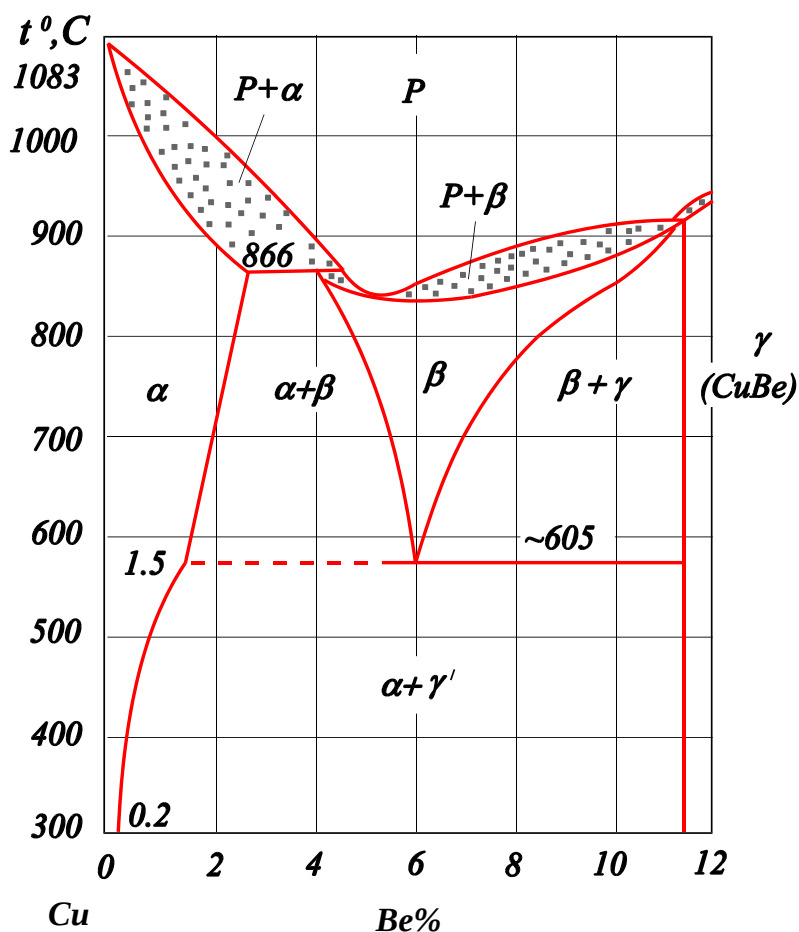


Рис. 9.6. Діаграма стану сплавів Cu-Be

Розчинність берилію в міді зі зниженням температури від 866°C до 300°C зменшується від 2,7 до 0,2% (рис. 9.6). Це використовують для отримання високої міцності та пружності берилієвих бронз методом дисперсійного зміцнення. Для цього їх піддають гартуванню з нагріванням до 760...800°C і штучному старінню при 300...350°C. При гартуванні утворюється пересичений твердий розчин берилію в міді з такими механічними характеристиками: $\sigma_B=450...560$ МПа; 100НВ; $\delta=30...40\%$. При старінні відбувається виділення із пересиченого твердого розчину дисперсних частинок γ -фази (CuBe), внаслідок чого підвищується міцність ($\sigma_B=1250...1300$ МПа), твердість (370НВ) і знижується пластичність ($\delta=2...5\%$) бронзи.

Застосовують берилієві бронзи для виготовлення пружин, мембран, слюсарного інструменту та ін.

Свинцеві бронзи – це сплави міді зі свинцем. Вони використовуються як антифрикційний матеріал у підшипниках ковзання. Структура свинцевої бронзи БрС30 (30%Pb) складається з окремих зерен міді та свинцю. Високі антифрикційні властивості сплаву забезпечуються рівномірним вкрапленням свинцю в міді.

Хромові бронзи (БрХ0,5) – це сплави міді з хромом. Вони мають високі механічні властивості, добру електро- і теплопровідність, підвищену температуру рекристаліза-

ції (450...500°C). Хромові бронзи містять 0,4...1% Cr і 0,2%Ag. Срібло підвищує механічні властивості і температуру рекристалізації бронз. Хромові бронзи зміцнюються гартуванням (950°C) у воді і наступним штучним старінням (400°C).

Цирконієві бронзи – це сплави міді з цирконієм, які містять 0,1...0,8%Zr, наприклад, БрЦр0,2; БрЦр0,7. Вони мають високу електро- і теплопровідність, що наближаються до аналогічних характеристик міді, і жароміцність. Цирконієві бронзи зміцнюються комплексною обробкою, яка складається з гартування ($t_n=920^\circ\text{C}$), холодного пластичного деформування ($\varepsilon\leq 75\%$) і штучного старіння ($t_n=450^\circ\text{C}$), коли із α -твердого розчину виділяється зміцнююча фаза Cu_3Zr .

Хромові і цирконієві бронзи застосовують у двигунобудуванні. З них виготовляють внутрішній кожух рідинних ракетних двигунів.

9.5. Підшипникові (антифрикційні) сплави

Підшипниковими називають сплави, із яких виготовляють вкладиші підшипників ковзання. До підшипникових сплавів висувають ряд вимог. Вони повинні мати:

- 1) низький коефіцієнт тертя з матеріалом спряжуваної деталі;
- 2) достатньо високу твердість і зносостійкість, але не викликати при цьому сильного спрацювання вала;
- 3) добру теплопровідність, що необхідно для запобігання її перегріву в процесі роботи;
- 4) здатність відносно легко деформуватись під дією місцевих напружень, тобто достатню пластичність і прироблюваність;
- 5) не дуже високу температуру плавлення (для сплавів, які використовують для заливання вкладишів);
- 6) здатність утримувати мастило на поверхні, що забезпечується високою змочуваністю сплаву мастильним матеріалом;
- 7) високу корозійну стійкість.

Таким вимогам задовільняють сплави, які називаються бабітами.

Бабіти – це антифрикційні сплави на олов'яній або свинцевій основі. До олов'яних бабітів належать бабіти марок Б83 (~83%Sn, ~11%Sb і ~6%Cu) і Б89 (~89%Sn, ~8%Sb і ~3%Cu). Їх структура, згідно з діаграмою стану Sn-Sb (рис. 9.7), складається з твердого розчину сурми і міді в олові (м'яка основа) і твердих включень β' -фази (твердого розчину на базі інтерметалідної сполуки SnSb), які мають приблизно кубічну форму, і дрібних включень сполуки Cu_3Sn .

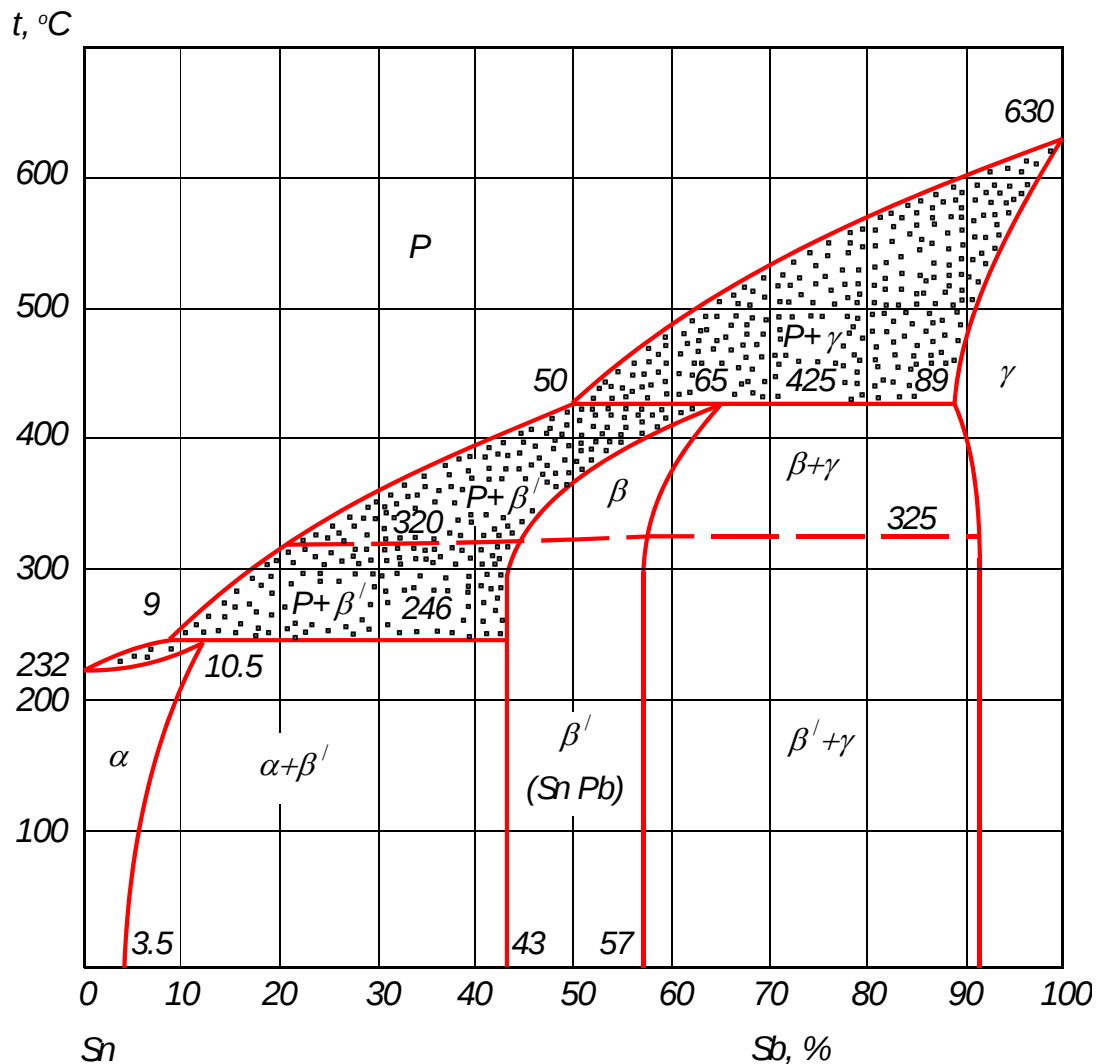


Рис. 9.7. Діаграма сплавів Sn-Sb

До бабітів на свинцевій основі належать марки Б16 (~16%Sn, 16%Sb, 2%Cu, решта - Pb), Б6, БН, БТ, що містять олово та марки БС, БК, які не містять олова. У бабіті Б16 м'якою основою є твердий розчин Sb і Cu в свинці, а твердими включеннями - β' -фаза (твердий розчин на базі сполуки SnSb і сполуки Cu_3Sn). У кальцієвому бабіті марки БК м'якою основою є розчин натрію в свинці, а твердими включеннями – кристали Pb_3Ca .

Олов'яні та свинцеві бабіти містять звичайно мідь, яка зменшує ліквідацію за густиною і утворює хімічну сполуку Cu_3Sn , яка додатково виконує роль твердих включень.

Олов'яні бабіти застосовують для заливання підшипників, що працюють в умовах малих тисків і великих швидкостей ковзання. Свинцеві бабіти дешевші олов'яних, але поступаються їм за якістю. Вони використовуються в двигунах внутрішнього згорання.

До антифрикційних сплавів належать також бронзи і латуні. Найчастіше для виготовлення підшипників ковзання використовують олов'яністі (БрО10Ф1, БрО10Ц2) та олов'янисто-цинково-свинцеві (БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С3 та ін.) бронзи. Бронзові монолітні підшипники ковзання використовують в турбінах, електродвигунах, компресорах, які працюють при значних тисках і середніх швидкостях ковзання.

Латуні за антифрикційними якостями поступаються бронзам. Їх застосовують як

замінники бронз при малих швидкостях ковзання і невисоких навантаженнях.

Бабіти, олов'янисті бронзи і латуні відносяться до антифрикційних сплавів першого типу, структура яких складається з м'якої основи і твердих включень. Є ще антифрикційні сплави другого типу, структура яких складається з твердої матриці і м'яких включень. До цих сплавів належать свинцеві бронзи, наприклад, БрС30, алюмінієві сплави з оловом, антифрикційні чавуни.

Структура свинцевої бронзи БрС30 складається з відносно твердої мідної основи з вкрапленням м'якого свинцю. У структурі алюмінієвого сплаву АО9-2 (9% Sn, 2% Cu) м'якою складовою є включення олова, а в антифрикційних чавунах роль м'якої складової виконують включення графіту. Крім того, графіт виконує функцію мастила. Як антифрикційний матеріал використовують чавуни: сірі АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3; високоміцні АЧВ-1, АЧВ-2; ковкі АЧК-1, АЧК-2, АЧК-3. З метою зменшення спрацювання спряжуваної деталі марку чавуну вибирають так, щоб його твердість була нижчою за твердість матеріалу цапфи.

Перевагою чавунів є їх невисока вартість, а недоліками – погана прироблюваність, чутливість до браку мастила і низька стійкість до ударних навантажень

Література

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544с.
3. Материаловедение и технология металлов. /Г.П. Фетисов, М.Г.Карпман, В.М.Матюнин и др. – М.: Высш.шк., 2001. – 638с.
4. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Металлургия, 1983. – 384с.
5. Мозберг Р.К. Материаловедение. М.: Высш.шк., 1991. – 448с.
6. Материаловедение /Б.Н.Арзамасов, И.И.Сидорин, Г.Ф.Косолапов и др. – М.: Машиностроение, 1986. – 384с.
7. Большаков В.І., Береза О.Ю., Харченко В.І. Прикладне матеріалознавство. – РВА «Дніпро-VAL», 2000. – 290с.
8. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 480с.

НАВЧАЛЬНО-МЕТОДИЧНЕ ВИДАННЯ

ТКМ{текст}: конспект лекцій для студентів спеціальності 274 «**Автомобільний транспорт**»/ уклад. Я.В. Оласюк – Любешів: ЛТК ЛНТУ, 2018. - 87

Комп'ютерний набір та верстка: Я.В. Оласюк

Редактор:

Підр. До друку _____. Формат 60x84/16. Папір офіс. Гарн. Таймс. Ум. друк, арк 14,0. Обл.-вид. арк. 5.0. Тираж 20 прим. Зам. 264

Інформаційно-видавничий відділ
Луцького національного технічного університету

43018, м.Луцьк, вул. Львівська, 75
Друк – ІВВ Луцького НТУ